

№8
(150)
2025

ISSN 2307-6046



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№ 8 (150) август 2025

Учредитель периодического издания:

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакционный совет

Председатель совета – главный редактор:

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

Заместитель председателя совета – заместитель главного редактора:

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

Члены совета:

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

Издатель: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакция:

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

Адрес редакции:

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

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

Распространяется бесплатно посредством информационно-телекоммуникационной сети Интернет.

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

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

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

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

Жаропрочные сплавы и стали

Каблов Е.Н., Неруш С.В., Чубов Д.Г., Сухов Д.И., Филонова Е.В., Пахомкин С.И. Структурная нестабильность жаропрочных сплавов на основе никеля с высоким содержанием гамма-штрих фазы, полученных методом селективного лазерного сплавления

Востриков А.В., Яшин М.С., Капитаненко Д.В. Тенденции производства заготовок дисков из жаропрочных никелевых сплавов с функционально-градиентными характеристиками

Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Попов К.Н., Зотов С.Д. Новый присадочный материал для сварки литейных жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220

Севальнев Г.С., Дульнев К.В., Рыжков П.В., Леонов А.В., Вознесенская Н.М. Оптимизация термической обработки высокопрочной коррозионностойкой азотсодержащей стали для получения бесшовных тонкостенных труб

Легкие сплавы

Бенариев И., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Шорстов С.Ю. Особенности формирования закалочных выделений в листах из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si

Ширяев А.А., Крохина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Влияние параметров режима термической обработки на механические свойства и структуру полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава BT23M

Швецова А.Н., Ерошкин С.Г. Исследование процесса наводороживания титановых сплавов типа BT5, BT14, BT22 для изготовления стандартных образцов содержания водорода

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

Kablov E.N., Nerush S.V., Chubov D.G., Suhov D.I., Filonova E.V., Pahomkin S.I. Structural instability of heat-resistant nickel-based superalloys with high content of the gamma prime phase obtained by selective laser melting method

Vostrikov A.V., Yashin M.S., Kapitanenko D.V. Trends in the production of disc blanks from heat-resistant nickel alloys with functionally graded characteristics

Panteleev M.D., Sviridov A.V., Popov K.N., Zotov S.D. New filler material for welding of foundry heat-resistant nickel alloys ВЖЛ718 and ВЖЛ220

Sevalnev G.S., Dulnev K.V., Ryzhkov P.V., Leonov A.V., Voznesenskaya N.M. Optimization of heat treatment for high-strength corrosion-resistant nitrogen-containing steel to produce seamless thin-walled tubes

Light-metal alloys

Benarieb I., Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Shorstov S.Yu. Features of quench-induced precipitation in sheets of V-1341 aluminum alloy of Al–Mg–Si system

Shiryaev A.A., Krohina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. The influence of heat treatment parameters on mechanical properties and structure of semi-finished products made of high-strength titanium alloy VT23M

Shvetsova A.N., Eroshkin S.G. Study of the hydrogenation process of VT5, VT14, VT22 titanium alloys for the production of standard samples of hydrogen content

<u>Полимерные материалы</u>		<u>Polymer materials</u>
Донецкий К.И., Караваяев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Грачева А.Д., Ткачук А.И. Семипреги и углепластики на их основе	85	Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Gracheva A.D., Tkachuk A.I. Semipregs and carbon fiber reinforced plastics based on them
<u>Композиционные материалы</u>		<u>Composite materials</u>
Гуняева А.Г., Клименко О.Н. Молниезащитное покрытие на основе полимерной композиционной пленки с интегрированной металлической сеткой	100	Gunyaeva A.G., Klimenko O.N. Lightning protection coating based on polymer composite film with integrated metal mesh
Донецкий К.И., Караваяев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Мельников Д.А., Грачева А.Д., Городилова Н.А. Изготовление заготовки элемента тяги системы управления вертолетов с применением объемно-армированных плетеных преформ из углеродного волокна	112	Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Melnikov D.A., Gracheva A.D., Gorodilova N.A. Manufacturing of a draft element of a helicopter control system thrust using volume-reinforced woven carbon fiber preforms
Баранников А.А., Вешкин Е.А., Савицкий Р.С., Славин А.В. К вопросу изготовления огнестойких и огнестойких капотов мотогондол силовой установки вертолетной техники из полимерных композиционных материалов. Часть 1	123	Barannikov A.A., Veshkin E.A., Savitsky R.S., Slavin A.V. On the question of manufacturing fire-resistant and fire-proof hoods of helicopter power plant engine nacelles from polymer composite materials. Part 1
Паращенко Н.М., Тупиков А.С., Лыженков З.А., Головкин Д.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 1. Предкерамические полимеры и производство PDC-материалов	134	Parashchenko N.M., Tupikov A.S., Lyzhenkov Z.A., Golovko D.S. Review of Polymer-Derived Ceramics (PDC). Part 1. Preceramic polymers and production of PDC materials
<u>Защитные и функциональные покрытия</u>		<u>Protective and functional coatings</u>
Старцев В.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 4. Аддитивность воздействия климатических факторов	152	Startsev V.O. Climatic aging of paint coating systems. Part 4. Additivity of the impact of climate factors
<u>Испытания материалов</u>		<u>Material tests</u>
Алексеев А.В., Якимович П.В. Анализ кремния методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом	163	Alekseev A.V., Yakimovich P.V. Analysis of silicon by glow discharge high-resolution mass spectrometry

Научная статья

УДК 669.245:621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13

СТРУКТУРНАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ГАММА-ШТРИХ ФАЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Е.Н. Каблов, С.В. Неруш¹, Д.Г. Чубов¹,
Д.И. Сухов¹, Е.В. Филонова¹, С.И. Пахомкин¹

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

Аннотация. Проанализирована структурная нестабильность жаропрочных никелевых сплавов с высоким содержанием γ' -фазы (~50 % (объемн.) и более), полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Для экспериментов использовали два новых состава сплавов, различающихся содержанием Re и C. Оба сплава после СЛС не содержат трещин, при этом демонстрируют выраженную ячеистую микроструктуру. В образце 1 преобладают столбчатые зерна с равномерным распределением γ' -частиц размером 150–250 нм, что обеспечивает структурную стабильность, доля γ' -фазы составляет 48 ± 2 % (объемн.). Образец 2, несмотря на сохранение высокой доли γ' -фазы (55 ± 3 % (объемн.)) после термической обработки, склонен к образованию топологически плотноупакованных фаз из-за сегрегации Re и остаточных напряжений. При этом разная доля γ' -фазы в сплавах объясняется различием в их химическом составе. Расчеты параметров решетки выявили зависимость мисфита γ/γ' -фаз от состава: в образце 2 с меньшим мисфитом (0,29 %) частицы имеют морфологию, близкую к кубической, в образце 1 (мисфит 0,37 %) частицы близки к сферическим. Морфология и мисфит зависят от содержания Re. Анизотропия формы γ' -частиц в продольном сечении образца 2 связана с направленным тепловым потоком при СЛС.

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

Для цитирования: Каблов Е.Н., Неруш С.В., Чубов Д.Г., Сухов Д.И., Филонова Е.В., Пахомкин С.И. Структурная нестабильность жаропрочных сплавов на основе никеля с высоким содержанием гамма-штрих фазы, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.

Scientific article

STRUCTURAL INSTABILITY OF HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED SUPERALLOYS WITH HIGH CONTENT OF THE GAMMA PRIME PHASE OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD

E.N. Kablov, S.V. Nerush¹, D.G. Chubov¹,
D.I. Suhov¹, E.V. Filonova¹, S.I. Pahomkin¹

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 study is devoted to the analysis of structural instability of heat-resistant nickel-based superalloys with a high content of γ' -phase (about 50 % and higher) obtained by selective laser melting (SLM). Two new alloy compositions differing only in Re and C content were used

for the experiments. The results show that both alloys are crack-free after SLM, while exhibiting a pronounced cellular microstructure. In alloy 1, columnar grains with uniform distribution of γ' -particles (150–250 nm) prevail, which provides structural stability, the proportion of γ' -phase in it is 48 ± 2 %. Alloy 2, despite maintaining a high proportion of γ' -phase (55 ± 3 %) after heat treatment, is prone to the formation of topologically closed packed phases due to segregation of Re and residual stresses. The different amount of γ' -phase in the alloys is explained by the difference in their chemical composition. Calculations of the lattice parameters revealed the dependence of the misfit of γ/γ' -phases on the composition: in sample 2 with lower misfit (0,29 %) the particles have morphology close to cubic, while in sample 1 (misfit 0,37 %) the particles are close to spherical. The morphology and misfit are related to the influence of Re. The anisotropy of the γ' -particle shape in the longitudinal section of sample 2 is related to the directional heat flux during SLM.

Keywords: nickel-based superalloys, additive manufacturing, selective laser melting, built directional

For citation: Kablov E.N., Nerush S.V., Chubov D.G., Suhov D.I., Filonova E.V., Pahomkin S.I. Structural instability of heat-resistant nickel-based superalloys with high content of the gamma prime phase obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы, такие как CM247LC и Rene N5, являются основными материалами для компонентов газотурбинных двигателей и энергетических установок, работающих при температурах до 1200 °C [1]. Их уникальные свойства обеспечиваются за счет упрочняющей γ' -фазы ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), доля которой в современных сплавах превышает 50 % (объемн.) [2]. Однако при использовании метода селективного лазерного сплавления (СЛС) для производства таких сплавов возникают фундаментальные проблемы: высокая скорость охлаждения (10^3 – 10^6 K/c) провоцирует формирование неравновесных микроструктур, остаточных напряжений и неконтролируемое образование деструктивных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз (σ , μ , фазы Лавеса) [3]. Если для ряда широко применяемых в методе СЛС низколегированных сплавов подобные вопросы не являются критически значимыми [4–7], то при использовании в методе СЛС сплавов с содержанием γ' -фазы >40 % (объемн.) эти вопросы становятся крайне актуальными. Более того, для таких сплавов одной из основных задач является избавление от трещин различного генеза, присущих синтезированному методом СЛС материалу [8, 9]. Далее приведены систематизированные результаты некоторых исследований структурной нестабильности СЛС-сплавов с акцентом на механизмы деградации γ' -фазы, кинетику ТПУ-фаз и стратегии оптимизации структуры.

Процесс СЛС характеризуется экстремальными термическими градиентами, приводящими к выраженной неоднородности микроструктуры. Исследования сплава CM247LC с содержанием γ' -фазы ~55 % (объемн.), проведенные с помощью просвечивающей электронной микроскопии, выявили три зоны: наночастицы γ' -фазы (10–30 нм) в ядрах кубических структур с содержанием 6,2 % (атомн.) Al и 4,5 % (атомн.) Ti; кластеры γ' -фазы (100–300 нм), обогащенные до 8,5 % (атомн.) Ti, и зоны отсутствия γ' -фазы вблизи микропор, где локальные температуры превышали 1400 °C, вызывая полное растворение фазы [10–12].

Атомно-зондовая томография сплава EP741NP подтвердила сегрегацию Ti на границах (до 8 % (атомн.)) и дефицит Al в матрице (4 % (атомн.)) [13]. Такая неоднородность объясняется ограниченной диффузией элементов при быстром охлаждении, что подтверждается результатами моделирования методом фазового поля [14].

Рентгеновская дифракция и дифракция обратного рассеяния электронов показали, что СЛС-сплавы имеют выраженную кристаллографическую текстуру $\langle 001 \rangle$ вдоль оси построения, обусловленную направленным ростом зерен [15]. Однако при доле γ' -фазы >50 % (объемн.) текстура нарушается из-за накопления дислокаций (плотность

до 10^{13} м^{-2}) [16]. Остаточные напряжения, измеренные методом нейтронной дифракции, достигают 750 МПа в зонах перекрытия лазерных треков в процессе СЛС, что способствует образованию горячих трещин [17].

Исследования *in situ* с использованием синхротронного излучения выявили двухступенчатый механизм для сплава IN738LC: первичная нуклеация в переохлажденном расплаве при температуре $<1300^\circ\text{C}$ с образованием метастабильных кластеров γ' -фазы ($\text{Al/Ti} \approx 1,2$), их рост и коалесценция при охлаждении до температуры $<900^\circ\text{C}$, сопровождающиеся выделением 120–150 Дж/г тепла [18, 19]. Скорость роста γ' -фазы зависит от локальной плотности дислокаций: в зонах с плотностью $>10^{12} \text{ м}^{-2}$ размер частиц достигает 200 нм, тогда как в менее деформированных областях – не превышает 50 нм.

Длительная термическая нагрузка ($>1000^\circ\text{C}$) приводит к коалесценции γ' -частиц и их трансформации в η -фазу (Ni_3Ti) или δ -фазу (Ni_3Nb). В сплаве CM247LC после выдержки в течение 1000 ч при температуре 1100°C доля γ' -фазы снижается с 55 до 40 % (объемн.), а средний размер частиц увеличивается с 80 до 320 нм. Ключевым фактором является диффузия Ti к границам зерен, где его концентрация достигает 10 % (атомн.) [20]. Добавление 1,5 % (атомн.) Hf повышает температуру солидус γ' -фазы на 70°C [21], а добавление 0,5–1 % (атомн.) Zr снижает энергию границ γ/γ' -фаз с 0,9 до 0,6 Дж/м² [22]. Использование 0,1 % (по массе) Y_2O_3 (частицы размером 20–50 нм) подавляет рост γ' -частиц за счет эффекта Зинера [23].

Фазы ТПУ (σ -FeCr, μ -Co₇Mo₆, Laves-Ni₂Nb) кристаллизуются в гексагональных или тетрагональных решетках и образуются при локальном обогащении Cr, Mo, W. В сплавах с содержанием γ' -фазы >50 % (объемн.) их формирование ускоряется за счет сегрегации легирующих элементов на границах (Cr до 22 % (атомн.) в сплаве EP741NP) [24] и остаточных напряжений, снижающих энергию активации образования σ -фазы на 25 % [25].

Исследования сплава Rene N5 с помощью просвечивающей электронной микроскопии *in situ* показали, что частицы σ -фазы размером 50–100 нм формируются уже на этапе СЛС при температуре 600–800 $^\circ\text{C}$ [26]. Их рост контролируется объемной диффузией Cr с энергией активации 180 кДж/моль. Моделирование методом молекулярной динамики выявило, что σ -фаза действует как сток для вакансий, увеличивая скорость ползучести в 2,5 раза [27]. Образование ТПУ-фаз можно подавлять с помощью легирования Co: замена 10 % (атомн.) Ni на Co снижает активность Cr, уменьшая долю σ -фазы с 8 до 2 % (объемн.) [28].

Цель данной работы – исследование экспериментальных составов ренийсодержащих жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) с потенциальной рабочей температурой 1000°C и содержанием γ' -фазы ~ 50 % (объемн.), обладающих устойчивостью к горячему растрескиванию при получении методом СЛС.

Материалы и методы

В работе исследовано два экспериментальных состава ЖНС (образцы 1 и 2) с основными легирующими элементами Al, Co, Cr, Mo, Nb, Ta, W, Ti, Re. Составы отличались количеством Re и C: в образце 2 содержание Re в 3 раза больше, чем в образце 1 (3 и 1 % (по массе) соответственно); в образце 1 содержание C в 2 раза больше, чем в образце 2 (0,103 и 0,047 % (по массе) соответственно).

Металлопорошковые композиции (МПК) экспериментальных составов ЖНС изготовлены на промышленном тигельном атомизере с максимальной температурой нагрева 1700°C и давлением до 0,667 Па. В качестве исходного материала использовали литые прутковые заготовки, изготовленные в вакуумной индукционной печи.

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

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

Микроструктуру анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Кривые дифференциально-сканирующей калориметрии получали с помощью калориметра.

Параметры решетки исследуемых сплавов рассчитаны с помощью специализированного программного обеспечения.

Для образцов 1 и 2 проведена идентичная термическая обработка, состоящая из горячего изостатического прессования и двухступенчатого отжига с последующим двухступенчатым старением.

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

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены микроструктуры экспериментальных сплавов (образцы 1 и 2) в состоянии после СЛС в ориентации XZ. Для обоих образцов характерна слоистая структура с зонами переплавления, типичная для аддитивных технологий. В структуре синтезированного материала обоих образцов в состоянии после синтеза (до термической обработки) трещин не обнаружено. В образце 1 преобладают столбчатые зерна с ориентацией вдоль оси построения (Z), средний размер которых составляет 80–120 мкм. В образце 2 наблюдается смешанная морфология: столбчатые зерна размером 100–150 мкм сочетаются с участками равноосных зерен. В обоих образцах выявлена так называемая ячеистая структура, где в сечении видны ячейки либо равноосной, либо продольной формы.

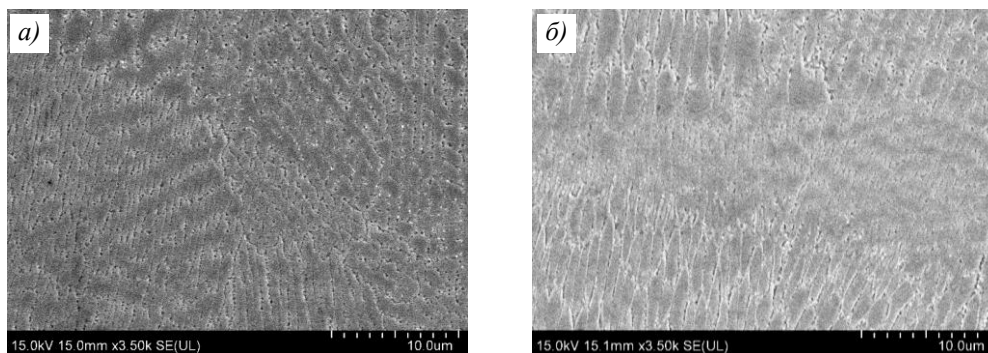


Рис. 1. Микроструктуры образцов 1 (а) и 2 (б) после селективного лазерного сплавления, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии в ориентации XZ

Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 2) демонстрируют термическую стабильность γ' -фазы. Эндотермический пик при температуре 1220 °С для обоих образцов соответствует температуре полного растворения γ' -фазы. Экзотермический эффект при температуре 1170–1180 °С, наблюдаемый в обоих образцах, может быть связан с выделением метастабильных фаз, таких как η или δ , которые образуются при перераспределении легирующих элементов в процессе нагрева.

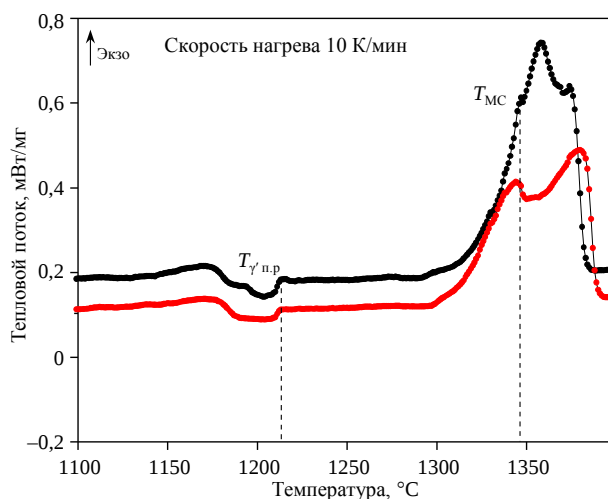


Рис. 2. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии образцов 1 (—) и 2 (—) в состоянии после селективного лазерного сплавления при нагреве ($T_{\gamma'_{п.р}}$ – температура сольвуса (полного растворения) γ' -фазы, T_{MC} – температура образования карбидов типа MC)

Горячее изостатическое прессование и двухступенчатая термическая обработка (отжиг и старение) привели к перераспределению фаз (рис. 3). В поперечном сечении (XY) образца 1 наблюдается коалесценция γ' -частиц до 150–250 нм при снижении их доли до 48 ± 2 % (объемн.) (рис. 3, а). Этот процесс можно объяснить повышенной подвижностью границ раздела при высокотемпературном отжиге, что способствует слиянию частиц. В образце 2, несмотря на увеличение размеров частиц до 200–300 нм, доля γ' -фазы сохраняется на уровне 55 ± 3 % (объемн.) (рис. 3, б). Такая стабильность обусловлена введением элементов, замедляющих диффузию, например, за счет образования стабильных оксидов или карбидов на границах зерен. Разная доля γ' -частиц в образцах 1 и 2 вероятно связана с различным содержанием C в экспериментальных составах.

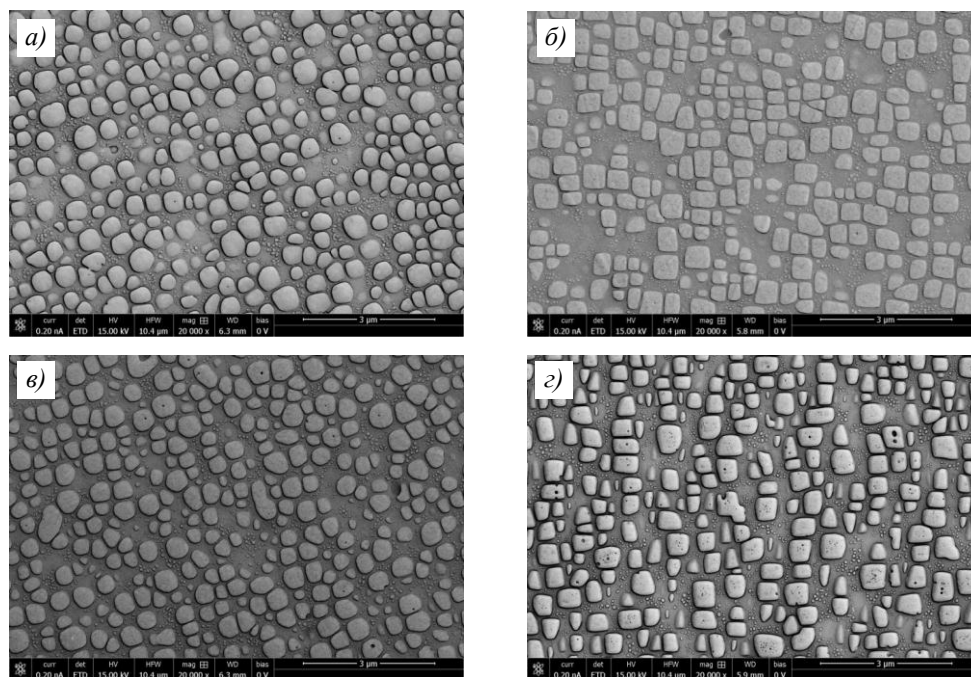


Рис. 3. Микроструктуры образцов 1 (а, в) и 2 (б, г) после термической обработки, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии в ориентациях XY (а, б) и XZ (в, г)

В продольном сечении (XZ) образца 2 γ' -частицы вытянуты вдоль оси построения (соотношение осей 1:3), тогда как в образце 1 их морфология близка к сферической (рис. 3, в, г). Анизотропия в образце 2 может быть связана с направленным тепловым потоком при СЛС, который создает предпочтительную ориентацию для роста частиц. В образце 1 сферическая форма частиц указывает на более равномерное распределение внутренних напряжений.

Расчет параметров кристаллической решетки (рис. 4) выявил различия между сплавами. В образце 1 при комнатной температуре параметры γ -матрицы и γ' -фазы составляют 0,3581 и 0,3595 нм (мисфит $\delta = 0,37\%$), в образце 2 значения параметров больше: 0,3589 и 0,3599 нм соответственно ($\delta = 0,29\%$), что непосредственно связано с влиянием Re. Увеличение мисфита происходит из-за искажения решетки под влиянием легирующих элементов с большим атомным радиусом, которые замещают атомы в узлах решетки. При более низком значении мисфита частицы γ' -фазы в образце 2 имеют более кубическую морфологию, чем в образце 1. Этот факт, вероятно, также связан с влиянием Re и требует дальнейших исследований.

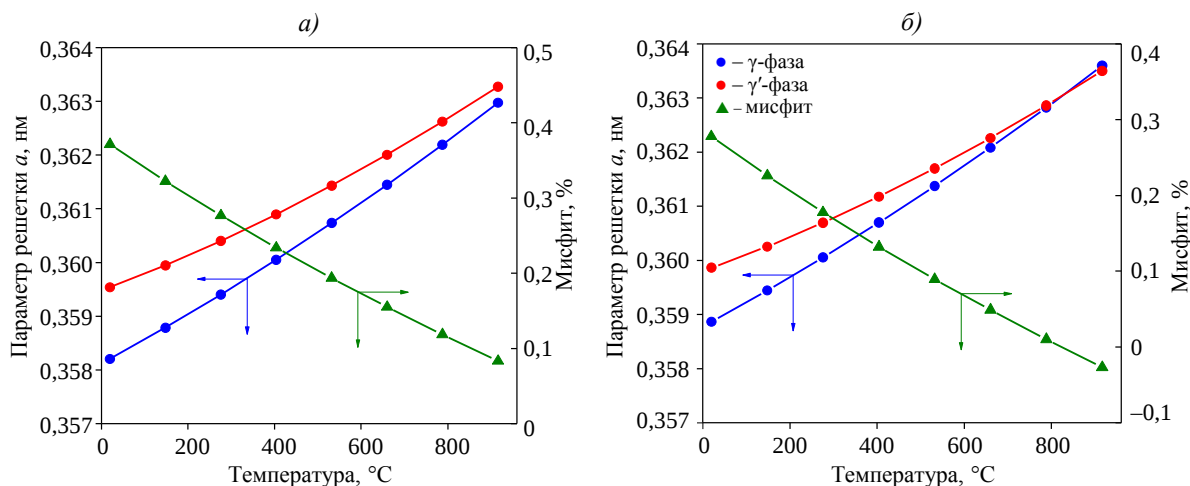


Рис. 4. Расчетные значения параметров решетки и мисфита для образцов 1 (а) и 2 (б)

Поведение кривой снижения значения мисфита с повышением температуры одинаково для образцов 1 и 2. Для образца 2 при температурах $>800^\circ\text{C}$ значение мисфита становится отрицательным, что характерно для высоколегированных никелевых сплавов. Это связано с балансом таких элементов в структуре, как Mo, Re, Nb и Ta [3]. По-видимому, аналогичная картина должна наблюдаться и для образца 1, но при более высоких температурах, так как в нем содержится меньше Re, чем в образце 2.

Исследование микроструктуры образцов после горячего изостатического прессования и двухступенчатой термической обработки (рис. 5) выявило значительные различия. В образце 1 в структуре обнаружены карбиды типа MC различного размера (рис. 5, а) и состава, который подтверждается данными электронно-зондового микроанализа (см. таблицу). В образце 2, помимо карбидов типа MC, обнаружены зоны с ТПУ-фазами на основе W и Re, что связано с повышенным содержанием Re (рис. 5, б; см. таблицу).

Образование ТПУ-фаз в образце 2, вероятно, связано с комбинацией факторов: сегрегация элементов – неравномерное распределение легирующих добавок на границах зерен создает локальные зоны с повышенной концентрацией элементов, способствующих формированию ТПУ-фаз; остаточные напряжения, которые могут снижать энергию активации для образования хрупких фаз; высокая скорость охлаждения при

СЛС, которая ограничивает диффузию элементов, фиксируя метастабильные состояния, трансформирующиеся при последующем нагреве.

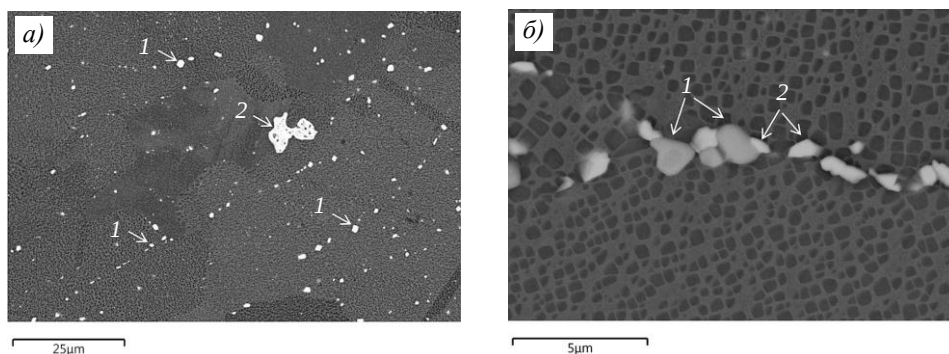


Рис. 5. Микроструктуры образцов 1 (а) и 2 (б), полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии в ориентации ХУ

Локальный состав материала образцов 1 и 2

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)										
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
Образец 1											
Карбид типа $MC^{1,2}$ (точка 1)	0,6	1,3	2,8	5,7	12,6	31,7	0,2	0,4	42,1	2,0	Н/о
Карбид типа MC^1 (точка 2)	0,6	1,2	1,3	2,4	4,3	30,6	0,3	0,5	52,4	6,2	Н/о
Образец 2											
Карбид типа MC^1 (точка 1)	1,2	0,9	2,9	6,1	15,0	30,8	Н/о	0,3	40,6	1,9	Н/о
Фаза с рением ² (точка 2)	2,0	Н/о	8,5	15,7	22,7	2,3	3,3	0,2	0,5	25,8	19,0

¹ По данным качественного электронно-зондового микроанализа содержит углерод.

² Задета основа сплава, так как размер фазы меньше локальности метода (локальность ~1 мкм²).

Примечание. Н/о – не обнаружено.

В образце 1 отсутствие ТПУ-фаз может объясняться более низким содержанием Re, вследствие чего легирующие элементы распределены равномерно, что предотвращает локальную концентрацию, необходимую для их образования.

Заключения

Подтверждена устойчивость к образованию трещин экспериментальных составов ЖНС с содержанием γ' -фазы ~50 % (объемн.), при этом в составах содержится от 1 до 3 % (по массе) Re. Структура данных составов после СЛС является ячеистой, т. е. типичной для никелевых сплавов, полученных данным методом.

В экспериментальных составах ЖНС, полученных методом СЛС, выявлено потенциальное комплексное влияние Re на мисфит и морфологию частиц γ' -фазы, однако для его установления необходимо провести дальнейшие исследования.

Образец 1 демонстрирует структурную стабильность за счет равномерного распределения элементов и снижения остаточных напряжений. В образце 2 высокая доля γ' -фазы и морфология ее частиц улучшают термическую стабильность, однако сегрегация Re и остаточные напряжения провоцируют образование ТПУ-фаз.

Список источников

1. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
2. Pollock T.M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties // Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22 (2). P. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239.

3. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М.: Московские учебники, 2018. 592 с.
4. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // Электromеталлургия. 2022. № 4. С. 15–25.
5. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Малинин Р.Ю. К вопросу о разработке универсальной расчетной методики оценки деградации оборотных металлических порошковых материалов в зависимости от цикличности использования в процессе селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 3–11. DOI: 10.18557/2071-9140-2020-0-4-3-11.
6. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
7. Сухов Д.И., Неруш С.В., Ефимочкин И.Ю., Карачевцев Ф.Н., Богачев И.А. Получение металломатричных композитов на основе сплава ВЖ159 методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
8. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
9. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Сухов Д.И., Раевских А.Н. Структура и механические свойства коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // Материаловедение. 2021. № 12. С. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
10. Vogel F., Cheng J., Liang S.B. et al. Formation and evolution of hierarchical microstructures in a Ni-based superalloy investigated by in situ high-temperature synchrotron X-ray diffraction // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 919. Art. 165845. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165845.
11. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy // Acta Materialia. 2017. Vol. 128. P. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
12. Won K.-U., Kim J.-Y., Yun J.-Y. et al. Fabrication of the CM247LC Ni-based superalloy using metal-material extrusion additive manufacturing and its microstructure and mechanical properties // Powder Metallurgy. 2025. Vol. 68 (3). P. 238–251. DOI: 10.1177/00325899251339695.
13. Radavich J., Furrer D., Carneiro T., Lemsy J. The Microstructure and Mechanical Properties of EP741NP Powder Metallurgy Disc Material // Proceedings of the International Symposium on Superalloys. Pittsburg: TSM (The Minerals, Metals and Materials Society), 2008. P. 63–72. DOI: 10.7449/2008/Superalloys_2008_63_72.
14. Ioannidou C., König H.-H., Semjatov N. et al. In-situ synchrotron X-ray analysis of metal Additive Manufacturing: Current state, opportunities and challenges // Materials & Design. 2022. Vol. 219. Art. 110790. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110790.
15. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 615. P. 338–347. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.06.172.
16. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization // Additive Manufacturing. 2020. Vol. 36. Art. 101404. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.

17. Zhao Y., Zhao X., Qi X. et al. The origin of the straight propagation of the σ phase in a Ni-based single crystal superalloy at elevated temperature // *Acta Materialia*. 2024. Vol. 275. Art. 120056. DOI: 10.1016/j.actamat.2024.120056.
18. Chou K.-C., Sridhar S., Pal U.B. Activities and ternary phase diagrams // *Calphad*. 1997. Vol. 21. No. 4. P. 483–495. DOI: 10.1016/S0364-5916(98)00006-6.
19. Kalentics N., Ortega M. de Seijas V., Griffiths S. et al. 3D laser shock peening – A new method for improving fatigue properties of selective laser melted parts // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 33. Art. 101112. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101112.
20. Wang B., Castellana J., Melkote S.N. A hybrid post-processing method for improving the surface quality of additively manufactured metal parts // *CIRP Annals*. 2021. Vol. 70. No. 1. P. 175–178. DOI: 10.1016/j.cirp.2021.03.010.
21. Fertig R.S., Baker S.P. Dislocation dynamics simulations of dislocation interactions and stresses in thin films // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 15. P. 5206–5218. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.06.001.
22. Ramsperger M., Singer R.F., Körner C. Microstructure of the Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting // *Metallurgical and Materials Transactions: A. Physical metallurgy and materials science*. 2016. Vol. 47. P. 1469–1480. DOI: 10.1007/s11661-015-3300-y.
23. Kenel C., De Luca A., Joglekar S.S. et al. Evolution of Y_2O_3 dispersoids during laser powder bed fusion of oxide dispersion strengthened Ni–Cr–Al–Ti γ/γ' superalloy // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 47. P. 102224. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102224.
24. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy // *Vacuum*. 2020. Vol. 177. Art. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
25. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in a Ni-based superalloy // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 100. P. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
26. Zhao Y., Chang Y., Li X. et al. P phase precipitation and strengthening behavior of a novel polycrystalline Ni_3Al -based intermetallic alloy at 1100 °C // *Acta Materialia*. 2024. Vol. 265. Art. 119601. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119601.
27. Rettig R., Heckl A., Singer R.F. Modeling of Precipitation Kinetics of TCP-Phases in Single Crystal Nickel-Base Superalloys // *Advanced Material Research*. 2011. Vol. 278. P. 180–185. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.278.180.
28. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

References

1. Reed R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
2. Pollock T.M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, vol. 22 (2), pp. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239.
3. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for blades and disks of gas turbines*. Moscow: Moskovskie uchebniki, 2018, 592 p.
4. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
5. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Prager S.M., Malinin R.Yu. On the development of a universal calculation method for assessing the degradation of recycled metal powder materials, depending on the cyclicity of use in the selective laser melting process. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 3–11. DOI: 10.18557/2071-9140-2020-0-4-3-11.
6. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.

7. Sukhov D.I., Nerush S.V., Efimochkin I.Yu., Karachevchev F.N., Bogachev I.A. Production of MMC based on VZh159 alloy by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
8. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
9. Min P.G., Vadeev V.E., Sukhov D.I., Raevskikh A.N. Structure and mechanical properties of corrosion-resistant heat-resistant nickel alloy obtained by selective laser melting. *Materialovedenie*, 2021, no. 12, pp. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
10. Vogel F., Cheng J., Liang S.B. et al. Formation and evolution of hierarchical microstructures in a Ni-based superalloy investigated by in situ high-temperature synchrotron X-ray diffraction. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 919, art. 165845. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165845.
11. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 128, pp. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
12. Won K.-U., Kim J.-Y., Yun J.-Y. et al. Fabrication of the CM247LC Ni-based superalloy using metal-material extrusion additive manufacturing and its microstructure and mechanical properties. *Powder Metallurgy*, 2025, vol. 68 (3), pp. 238–251. DOI: 10.1177/00325899251339695.
13. Radavich J., Furrer D., Carneiro T., Lemsky J. The Microstructure and Mechanical Properties of EP741NP Powder Metallurgy Disc Material. *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. Pittsburg: TSM (The Minerals, Metals and Materials Society), 2008, pp. 63–72. DOI: 10.7449/2008/Superalloys_2008_63_72.
14. Ioannidou C., König H.-H., Semjatov N. et al. In-situ synchrotron X-ray analysis of metal Additive Manufacturing: Current state, opportunities and challenges. *Materials & Design*, 2022, vol. 219, art. 110790. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110790.
15. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 615, pp. 338–347. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.06.172.
16. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 36, art. 101404. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
17. Zhao Y., Zhao X., Qi X. et al. The origin of the straight propagation of the σ phase in a Ni-based single crystal superalloy at elevated temperature. *Acta Materialia*, 2024, vol. 275, art. 120056. DOI: 10.1016/j.actamat.2024.120056.
18. Chou K.-C., Sridhar S., Pal U.B. Activities and ternary phase diagrams. *Calphad*, 1997, vol. 21, no. 4, pp. 483–495. DOI: 10.1016/S0364-5916(98)00006-6.
19. Kalentics N., Ortega M. de Seijas V., Griffiths S. et al. 3D laser shock peening – A new method for improving fatigue properties of selective laser melted parts. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 33, art. 101112. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101112.
20. Wang B., Castellana J., Melkote S.N. A hybrid post-processing method for improving the surface quality of additively manufactured metal parts. *CIRP Annals*, 2021, vol. 70, no. 1, pp. 175–178. DOI: 10.1016/j.cirp.2021.03.010.
21. Fertig R.S., Baker S.P. Dislocation dynamics simulations of dislocation interactions and stresses in thin films. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 15, pp. 5206–5218. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.06.001.
22. Ramsperger M., Singer R.F., Körner C. Microstructure of the Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting. *Metallurgical and Materials Transactions: A. Physical metallurgy and materials science*, 2016, vol. 47, pp. 1469–1480. DOI: 10.1007/s11661-015-3300-y.

23. Kenel C., De Luca A., Joglekar S.S. et al. Evolution of Y_2O_3 dispersoids during laser powder bed fusion of oxide dispersion strengthened Ni–Cr–Al–Ti γ/γ' superalloy. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 47, p. 102224. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102224.
24. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy. *Vacuum*, 2020, vol. 177, art. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
25. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in a Ni-based superalloy. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
26. Zhao Y., Chang Y., Li X. et al. P phase precipitation and strengthening behavior of a novel polycrystalline Ni_3Al -based intermetallic alloy at 1100 °C. *Acta Materialia*, 2024, vol. 265, art. 119601. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119601.
27. Rettig R., Heckl A., Singer R.F. Modeling of Precipitation Kinetics of TCP-Phases in Single Crystal Nickel-Base Superalloys. *Advanced Material Research*, 2011, vol. 278, pp. 180–185. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.278.180.
28. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

Информация об авторах

Каблов Евгений Николаевич, д.т.н., профессор, академик РАН

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

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

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

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

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

Information about the authors

Evgeny N. Kablov, Doctor of Sciences (Tech.), Professor, Academician of RAS

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

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 25.06.2025; одобрена и принята к публикации 25.06.2025.
The article was submitted 25.06.2025; approved and accepted for publication 25.06.2025.

Научная статья

УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-14-30

ТЕНДЕНЦИИ ПРОИЗВОДСТВА ЗАГОТОВОК ДИСКОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

А.В. Востриков¹, М.С. Яшин¹, Д.В. Капитаненко¹

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

Аннотация. Приведены технологические способы изготовления дисков с функционально-градиентными характеристиками из жаропрочных никелевых сплавов для деталей авиационных газотурбинных двигателей. В результате установлено, что такие материалы можно получать методами сварки давлением при горячей обработке исходных заготовок, технологией металлургии гранул и способом регламентированной рекристаллизации зерен в результате термической обработки заготовки, сформированной после процесса горячего изостатического прессования. Одним из альтернативных способов получения требуемых характеристик является изготовление металлических композиционных материалов.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, функционально-градиентные характеристики, металлические композиционные материалы, регламентированная рекристаллизация, металлургия гранул, сварка давлением, горячее изостатическое прессование

Для цитирования: Востриков А.В., Яшин М.С., Капитаненко Д.В. Тенденции производства заготовок дисков из жаропрочных никелевых сплавов с функционально-градиентными характеристиками // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-14-30.

Scientific article

TRENDS IN THE PRODUCTION OF DISC BLANKS FROM HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS WITH FUNCTIONALLY GRADED CHARACTERISTICS

A.V. Vostrikov¹, M.S. Yashin¹, D.V. Kapitanenko¹

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 technological methods for manufacturing disks with functionally gradient characteristics from heat-resistant nickel alloys for parts of aircraft gas turbine engines. As a result of the analysis of the works, it has been determined that such materials can be obtained by pressure welding during hot processing, the technology of granule metallurgy and regulated recrystallization of grains as a result of heat treatment. One of the alternative methods for obtaining such materials is the manufacture of metal composite materials.

Keywords: heat-resistant nickel alloys, functional-gradient characteristics, metal composite materials, controlled recrystallization, granule metallurgy, pressure welding, hot isostatic pressing

For citation: Vostrikov A.V., Yashin M.S., Kapitanenko D.V. Trends in the production of disc blanks from heat-resistant nickel alloys with functionally graded characteristics. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-14-30.

Введение

В настоящее время основными материалами, из которых изготавливают детали для авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) являются жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) [1–6]. Одними из критических компонентов в составе ГТД являются диски турбин и последних ступеней компрессора, которые в основном изготавливают по технологии металлургии гранул, предусматривающей процессы деформационного и термического воздействия на материал, в результате которых достигают необходимых характеристик, обеспечивающих надежную работу этих деталей в составе ГТД.

Известно, что при работе ГТД в разных зонах диска турбины высокого давления (ТВД) имеет место градиент температур и напряжений. На рис. 1 показаны температурное поле диска ТВД на взлете и типовое поле напряжений в зависимости от условий работы двигателя. Видно, что максимальная температура в ступичной зоне заготовки не превышает 500 °С, в то время как действующие на диск напряжения снижаются по мере перехода от ступичной части заготовки к ободной и, наоборот, на ободе заготовки диска поддерживается максимальная температура, достигающая 650 °С и более [7–9].

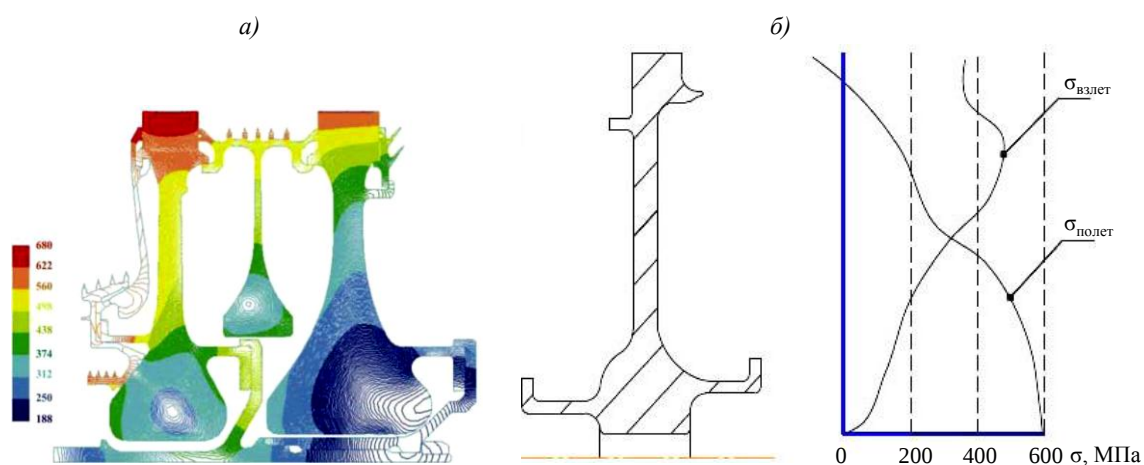


Рис. 1. Условия работы диска ГТД: *а* – температурное поле диска ТВД на взлете; *б* – типовое поле напряжений в диске

Таким образом, от величины температуры газа на входе в турбину, определяющей такие характеристики ГТД, как мощность, ресурс и экологичность, будет зависеть поле температур и напряжений, действующих на роторные детали двигателя, включая все элементы ТВД.

Цель данной работы – анализ современных технологических решений при производстве деталей ГТД из ЖНС с функционально-градиентными характеристиками [10]. Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Обзор технологий изготовления дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов с функционально-градиентными характеристиками

Существуют технологические подходы, позволяющие достичь необходимой структуры в полуфабрикатах, обеспечивающих функционально-градиентные характеристики, которая отвечала бы требованиям конструкторов авиационных ГТД. По своим механическим характеристикам такая структура должна соответствовать следующим требованиям: в ступичной части заготовки необходимо достичь высоких показателей

пределов прочности и текучести, а также повышенного сопротивления росту трещин, возникающих из-за усталости материала. Такая структура обеспечивается в сплаве максимально мелким зерном, а также при выделении упрочняющей γ' -фазы определенного размера. В свою очередь, в ободной области полуфабриката диска ТВД необходимо обеспечить повышенные показатели ползучести и развитие скорости роста трещин от усталости, что обеспечивается путем укрупнения зерна в ободной части и выделения упрочняющей γ' -фазы определенного размера по границам зерен и в их объеме.

На рис. 2 представлена структура полуфабриката диска из ЖНС, обладающего функционально-градиентными характеристиками. Видно, что в ступичной части заготовки достигнута структура с небольшим зерном и относительно мелкими выделениями упрочняющей γ' -фазы, обеспечивающими высокие показатели предела прочности сплава на уровне ≥ 1600 МПа, а в ободной части, наоборот, структура сплава отвечает высоким показателям сопротивления высокотемпературной ползучести за счет относительно крупного зерна размером $\sim (40-50)$ мкм и выделению по границам зерен упрочняющей γ' -фазы необходимого размера.

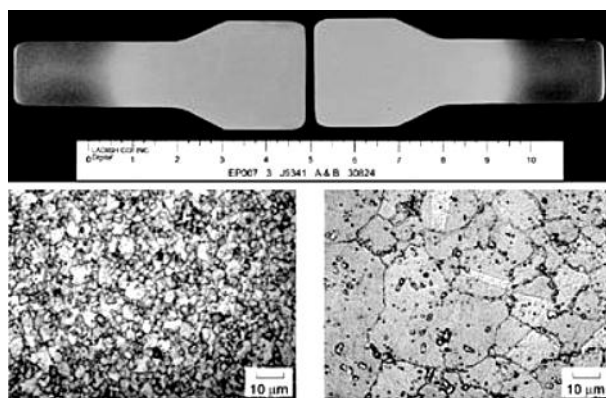


Рис. 2. Структура жаропрочного никелевого сплава, отвечающая реальным условиям эксплуатации дисков ТВД ($\sigma_b \approx 1600$ МПа; $\sigma_{100}^{750^\circ} \approx 700$ МПа)

Как упоминалось ранее, в настоящее время существуют технологические подходы, позволяющие достигать необходимого структурного состояния в разных зонах исследуемой заготовки и получать структуру с функционально-градиентными характеристиками, обеспечивающую в зоне ступицы высокие значения пределов прочности и текучести, а также сопротивления малоциклового усталости (МЦУ), а в ободной части – высокие значения длительной прочности и сопротивления МЦУ.

Технология сварки давлением

Одним из таких подходов является метод, предусматривающий деформационное воздействие на материал посредством сварки давлением при горячей обработке в условиях сверхпластичности или сварки давлением со сдвиговой деформацией.

В работах [11–18] показана принципиальная возможность создания твердофазного соединения на основе литого сплава для лопаток типа ВКНА на основе Ni_3Al с монокристаллической структурой и дискового деформируемого жаропрочного никелевого сплава типа ЭП975, а также соединения типа «диск + вал» из материалов типа ЭК79 и ЭП975, имитирующих детали ГТД.

Для создания элементов типа «блиск» выбран жаропрочный сплав с монокристаллической структурой на основе интерметаллида Ni_3Al , а в качестве дискового – сплав ЭП975, разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Способ изготовления детали типа «блиск» посредством сварки давлением заключается в образовании физического контакта между сплавами ЭП975 и ВКНА за счет деформации заготовки из сплава ЭП975 с ультрамелкозернистой структурой в зоне между сплавом ЭП975 с крупнозернистой структурой и сплавом ВКНА вследствие сверхпластической деформации, вызванной в результате приложения соответствующих скоростей деформации и температуры в сплаве ЭП975 с ультрамелкозернистой структурой. В результате обеспечивается схватывание контактных поверхностей заготовок в процессе соединения давлением.

Процесс сварки давлением включает три основные стадии:

- сначала происходит сближение контактных поверхностей сплавов ЭП975 и ВКНА на расстояние, при котором становится возможным взаимодействие между атомами металлов исследуемых заготовок за счет пластического течения в атомных слоях, вызванного деформацией;
- затем образуются химические связи с атомами металла на контактной поверхности другой заготовки;
- заключительная стадия – объемное взаимодействие, представляющее собой процесс, в результате которого между атомами металла соединяемых заготовок образуются прочные химические связи и происходит схватывание заготовок в виде сварки давлением.

На рис. 3 представлена схема сварки давлением и зона твердофазного соединения между сплавами ВКНА и ЭП975.

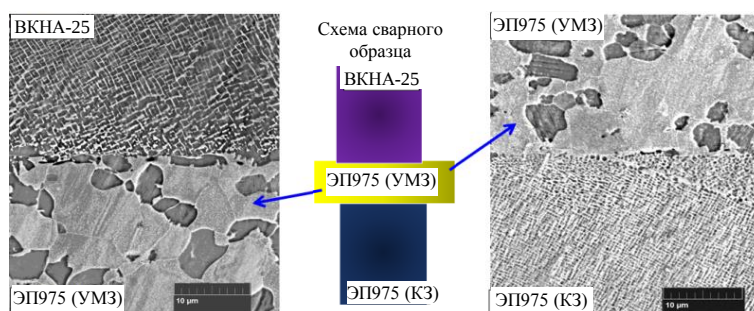


Рис. 3. Схема сварки давлением и зона твердофазного соединения сплава ВКНА-25 с крупнозернистым (КЗ) сплавом ЭП975 через прослойку из ультрамелкозернистого (УМЗ) сплава ЭП975 [13]

В работе [11] проведен физический эксперимент, при котором сварку давлением осуществляли со смещением образцов из материалов ЭП975 и ЭК79, симулирующих работу диска и вала (рис. 4). Скорость деформации составляла 10^{-5} с^{-1} , а температура сварки $\sim 1100^\circ\text{C}$.

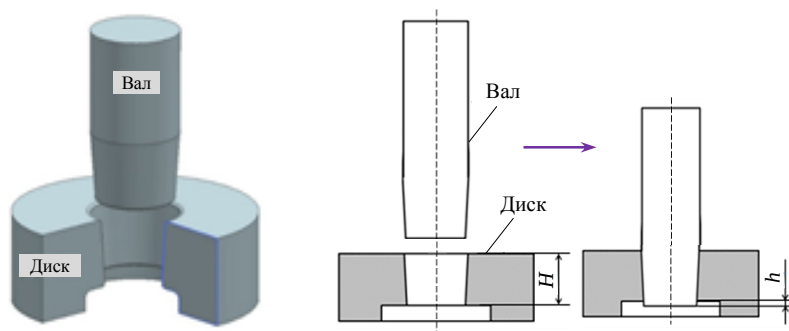


Рис. 4. Общий вид образцов, имитирующих детали ГТД «диск + вал», и схема сварки давлением сплавов ЭК79 и ЭП975

При металлографическом исследовании области твердофазного соединения диска с валом выявлено, что пористость вдоль конического участка вала распределяется неравномерно. Вблизи области верхнего и нижнего оснований полуфабриката (рис. 5, а, позиции 1 и 3) относительная протяженность пор составляла <15 %, в то время как в центральной зоне (позиция 2) это значение составляет ~2 %.

При микрорентгеноспектральном анализе установлено, что в зоне твердофазного соединения наблюдалось монотонное изменение состава легирующих элементов (рис. 6).

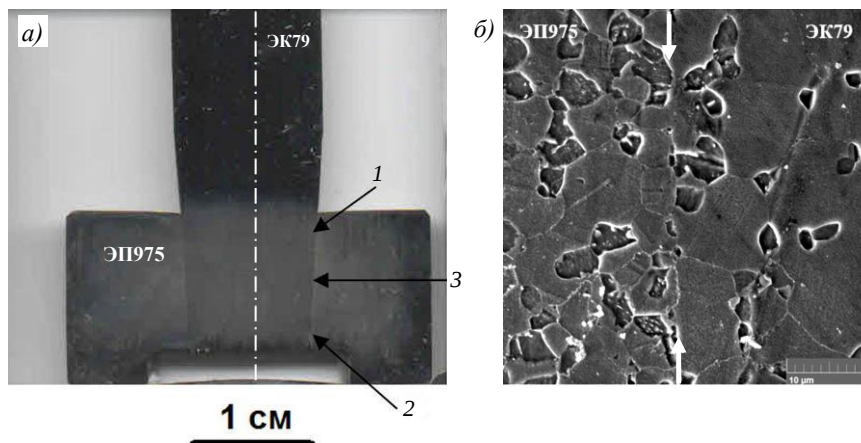


Рис. 5. Образцы после сварки давлением: а – общий вид; б – структура в зоне твердофазного соединения [11]

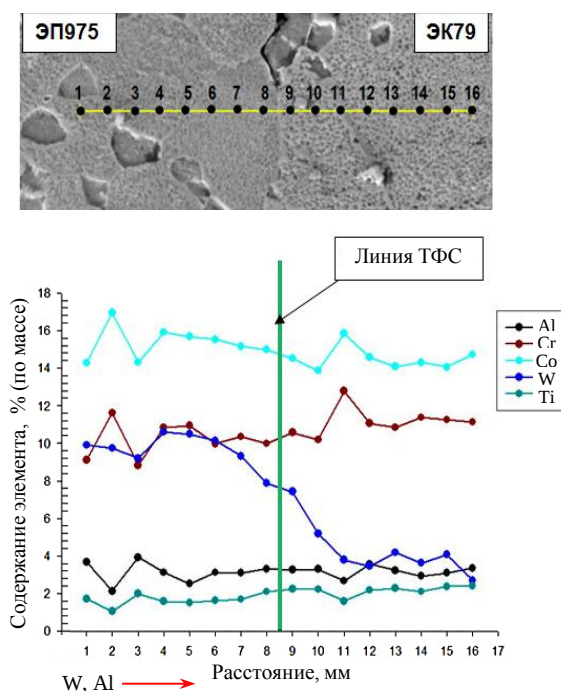


Рис. 6. Результаты микрорентгеноспектрального анализа зоны трехфазного соединения (ТФС) сплавов ЭП975 + ЭК61 [11]

Как указано в работе [16], формированию твердофазного соединения между сплавами ЭК79 и ЭП975 благоприятствовали деформация, вызванная сдвиговой составляющей, так как в ходе деформации со сдвигом оксидная пленка может подвергнуться разрушению в областях контактных поверхностей, в которых материалы соединяются,

и образование новых поверхностей, что является одним из главных условий для формирования неразъемного беспористого твердофазного соединения.

Технология металлургии гранул

Другой технологией, с помощью которой получают элементы ГТД с функционально-градиентными характеристиками, является гранульная металлургия. В настоящее время существует две технологические схемы получения элементов ГТД с требуемыми характеристиками по технологии металлургии гранул: «гранулы + гранулы» и «компакт + гранулы».

Известен способ получения таких полуфабрикатов по схеме «гранулы + гранулы», при котором во вращающуюся капсулу последовательно засыпают гранулы разного химического состава [19], достигая первичного уплотнения засыпаемых в капсулу гранул ЖНС за счет центробежной силы. После подготовки капсулы, включающей герметизацию, проводят процесс горячего изостатического прессования (ГИП) и таким образом формируют две выраженные зоны зерен разного размера или двух различных материалов, отвечающих требуемым свойствам в разных частях капсулы.

В патенте [20] фирмы General Electric при получении полуфабриката ГТД гранулы двух различных сплавов засыпали в разные зоны заготовки, разделенной цилиндрической вставкой, которую удаляли после засыпания гранул (рис. 7). Данный способ предусматривал получение фиксированной границы раздела между зонами из двух разных сплавов без их глубокого взаимного проникновения. При этом ободную зону капсулы заполняли гранулами более жаропрочного сплава для получения требуемых свойств сопротивления материала высокотемпературной ползучести и МЦУ, а ступичную зону – гранулами сплава, обладающего более высокими значениями прочности, для получения высоких показателей предела прочности и сопротивления МЦУ.

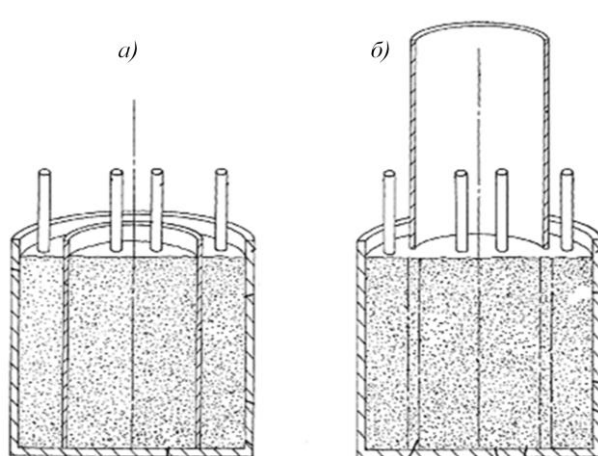


Рис. 7. Схема засыпки гранул в капсулу с цилиндрической вставкой: а – капсула с гранулами; б – капсула с гранулами после извлечения цилиндрической вставки

Похожим способом в патенте [21] получали полуфабрикаты с функционально-градиентными характеристиками. Данный способ включал:

- засыпку в разделенную цилиндрической вставкой капсулу диска, состоящую из ободной и ступичной частей, гранул двух разных ЖНС с разными показателями прочности и жаропрочности или гранул различных фракций одного ЖНС;
- удаление цилиндрической вставки, ГИП и последующую термическую обработку (рис. 8).

В данном способе толщина стенки цилиндрической обечайки небольшого размера, а толстостенное дно придает жесткость конструкции. Фиксирующее кольцо

выполняет функцию замка, не допускающего смешивания гранул и смещения обечайки. После удаления цилиндрической обечайки капсулу с гранулами подвергали операциям дегазации, герметизации с последующими ГИП и термической обработкой. Способ обеспечивает четкую фиксированную границу раздела между гранулами с отсутствием эллипсности и нарушений concentричности, что приводит к уменьшению ширины области перемешивания гранул, а также исключает неуравновешенность массы комбинированной заготовки. С применением данного способа были получены полуфабрикаты с функционально-градиентными характеристиками из гранул как двух разных сплавов [22], так и одного сплава, но разного фракционного состава [23, 24].

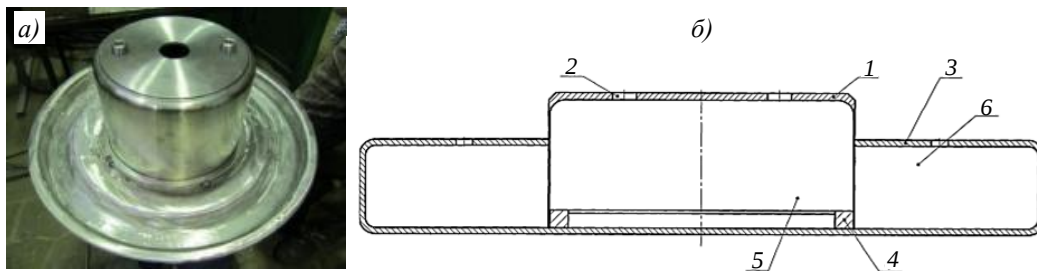


Рис. 8. Внешний вид детали «Разделитель» (а) и схема разделительной вставки (б) для получения изделий из гранул: 1 – разделительная вставка; 2 – цилиндрическая обечайка с отверстиями для засыпки гранул; 3 – капсула; 4 – фиксирующее кольцо; 5, 6 – гранулы [8, 21]

При получении полуфабриката в виде заготовки диска из гранул двух разных жаропрочных никелевых сплавов с функционально-градиентными характеристиками [22], на ободе заготовки, работающем при температуре 750 °С, удалось обеспечить высокие характеристики жаропрочности и низкие показатели скорости распространения усталостной трещины, а в зоне ступицы – высокие показатели предела прочности и сопротивления МЦУ. Этого удалось достичь за счет того, что фракционный состав используемых гранул высокожаропрочного и высокопрочного сплавов существенно отличался, а это давало возможность сформировать в ступичной зоне заготовки при операциях ГИП более мелкое зерно, а в ободной – более крупное.

Температура полного растворения упрочняющей γ' -фазы используемых сплавов отличалась не более чем на 5–10 °С, что давало возможность проводить операции ГИП и обработки на твердый раствор всей заготовки в однофазной γ -области. Данные обстоятельства приводили к тому, что при ГИП сформировалась полностью рекристаллизованная, без границ исходных гранул, структура, а при закалке заготовки обеспечивалось выделение всей упрочняющей γ' -фазы в каждом сплаве в мелкодисперсном виде.

При получении заготовки с функционально-градиентными характеристиками из гранул сплава ЭП741НП двух различных фракций удалось обеспечить высокие прочностные характеристики и сопротивление росту усталостной трещины в ступичной зоне и добиться высоких показателей сопротивления высокотемпературной ползучести на ободе получаемого диска [23, 24]. В свою очередь, достигнуто также отсутствие критической переходной зоны с меняющимися температурным коэффициентом линейного расширения и модулем упругости. При получении данной заготовки ободную зону капсулы заполняли гранулами фракции >200 мкм, а ступичную – менее 50 мкм. Горячее изостатическое прессование и термическую обработку полученного диска проводили в однофазной γ -области (выше температуры сольвус сплава ЭП741НП). Обработка на твердый раствор в однофазной области сплава и последующая закалка из нее позволяли выделить упрочняющую γ' -фазу в мелкодисперсном виде.

Мелкое зерно благодаря использованию гранул малого размера и более мелкие выделения упрочняющей γ' -фазы (за счет удаления оболочки) позволяли получить

в одной части заготовки повышенную прочность и сопротивление МЦУ, а крупное зерно и выделения γ' -фазы в другой части заготовки обеспечивали увеличение жаропрочности.

На рис. 9 представлен полуфабрикат диска из гранул ЖНС, полученный по технологической схеме «гранулы + гранулы».

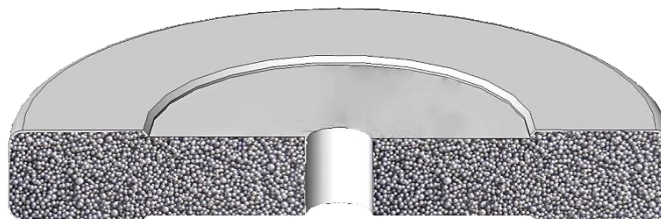


Рис. 9. Заготовка диска из гранул жаропрочного никелевого сплава, полученного по технологической схеме «гранулы + гранулы»

Следует отметить, что при проектировании капсулы для изготовления дисков по технологии «гранулы + гранулы» с непостоянным по радиусу заготовки химическим составом необходимо учитывать особенности, связанные с границей раздела между сплавами. Известно, что напряжения изменяются плавно по сечению заготовки диска, так же как и температура в разных ее зонах. Резкая фиксированная граница сплавов может приводить к скачкообразному изменению свойств, а плавная граница – более предпочтительна, так как в этом случае сохраняется условие функционально-градиентных характеристик и отсутствует скачок свойств (как в случае фиксированной границы), а также неоднородность получаемых структур. Эти условия необходимо учитывать при реализации технологической схемы «гранулы + гранулы». На рис. 10 представлена структура гранулируемого ЖНС в переходной зоне, полученного по технологической схеме «гранулы + гранулы».



Рис. 10. Переходная зона в структуре гранулируемого жаропрочного никелевого сплава с функционально-градиентными характеристиками в разных зонах заготовки диска ГТД

Помимо технологической схемы «гранулы + гранулы», предусматривающей получение полуфабриката с функционально-градиентными характеристиками, существует схема «компакт + гранулы». Так, фирмой Siemens Power Generation Inc. разработан способ [25] изготовления диска с предварительным изготовлением внешнего (внутреннего) кольца будущей заготовки и укладкой его в пресс-форму, после чего оставшийся объем засыпали гранулами второго сплава и проводили процесс ГИП последовательно заполняемых частей капсулы, как в более ранней работе [26] (рис. 11).

В способе, представленном в патенте [27], осуществляли горячую пластическую деформацию заготовки и термическую обработку для выращивания зерна в области обода заготовки, а затем горячую пластическую деформацию в области ступицы для формирования мелкого зерна и обеспечения высокой прочности и сопротивления МЦУ.

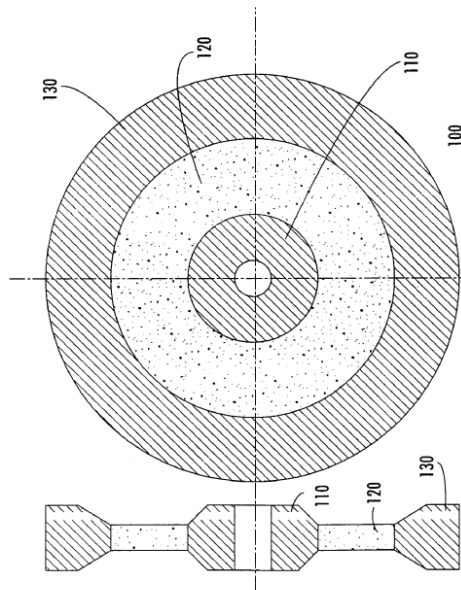


Рис. 11. Схема засыпки биметаллического диска, полученного по технологии «компакт + гранулы» [25]

В работе отечественных авторов [28] тоже приведены исследования, направленные на получение заготовок дисков по технологической схеме «компакт + гранулы». Отмечается, что при ГИП комбинации гранулируемого сплава ЭП741НП и деформируемого сплава ЭИ698ВД, полученного по традиционной технологии, в образовавшейся при соединении переходной зоне отсутствовали частицы карбидов и интерметаллидов, которые могли приводить к преждевременному разрушению детали. Аналогичная ситуация складывалась при образовании переходной зоны между гранулируемым сплавом ЭП962П и деформируемым сплавом ЭП975. В данном случае также наблюдался плавный переход от структуры деформируемого сплава ЭП975 к структуре гранулируемого сплава ЭП962П без каких-либо следов переходной границы между ними. Однако при ГИП комбинации литейных сплавов ЖС6У и ЖСЗДК с гранулируемым сплавом ЭП741НП наблюдалась четкая граница, которая состояла из сплошного каркаса крупных выделений γ' -фазы, что является нежелательным, так как основная задача заключается в обеспечении четкой переходной, без каких-либо выделений границы между сплавами.

Следует подчеркнуть, что при изготовлении биметаллических дисков по технологической схеме «компакт + гранулы», определяющим фактором будет качество переходной зоны в области соединения монолитного и гранулируемого материалов при ГИП. В свою очередь, во время ГИП деталей, получаемых по технологической схеме «компакт + гранулы», последовательно реализуются следующие стадии процесса: образование физического контакта между гранулами и монолитным материалом; ликвидация поверхностных и адсорбированных пленок и деформация поверхностных слоев металлов вследствие повышения температуры и давления; взаимная диффузия компонентов соединяемых сплавов и формирование структуры зоны соединения за счет процессов рекристаллизации.

В работе [29] показано, что в зависимости от прочности гранул и монолитного сплава при проведении ГИП могут наблюдаться различные ситуации, связанные с качеством переходной зоны в месте соединения компакта с гранулами. Если твердость гранул в 1,5 и более раз больше твердости монолитного материала, то сферические гранулы, не деформируясь сами, глубоко проникают в монолитный сплав. При этом глубина проникновения может достигать больше половины диаметра гранулы, что будет приводить к большой локальной пластической деформации в поверхностном слое

сплава. Если твердость соединяемых материалов отличается незначительно, то сферические гранулы, деформируясь сами, одновременно будут проникать в поверхность монолитного материала. В этом случае глубина проникновения будет составлять менее половины диаметра гранулы. При этом гранулы, как правило, деформируются пластично без хрупкого разрушения, а поверхность контакта при такой схеме будет представлять собой волнистую линию, которой определяется степень взаимной деформации соединяемых материалов. Если твердость монолитного материала будет превышать твердость гранулируемого, то сферические гранулы, деформируясь сами, не будут проникать в монолитный материал. Причем степень деформации гранул, ближайших к поверхности контакта, будет так велика, что они зачастую будут полностью разрушаться, а монолитный материал деформироваться не будет.

Технология регламентированной рекристаллизации зерен посредством термической обработки

Еще одним способом достижения функционально-градиентных характеристик в заготовках дисков из ЖНС является способ, предусматривающий регламентированную рекристаллизацию зерен в разных частях сформированной заготовки диска ГТД посредством термической обработки. На рис. 12 представлена модельная структура заготовки диска из ЖНС, полученного в результате регламентированной рекристаллизации зерен в различных зонах заготовки вследствие термической обработки.

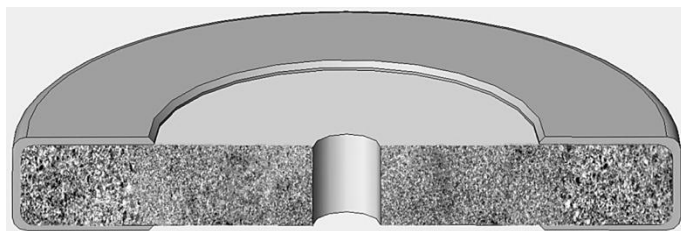


Рис. 12. Заготовка диска ГТД из жаропрочного никелевого сплава, полученного в результате регламентированной рекристаллизации зерен в различных зонах

В ранних зарубежных патентах для получения структуры с градиентом размера зерен в разных частях заготовки диска с помощью метода регламентированной рекристаллизации применяли специальную термическую обработку, которая заключалась в следующем: в патентах [30, 31] на примере сплавов Rene 95, Astroloy и IN100 показано, что для обеспечения высоких показателей сопротивления скорости роста усталостной трещины необходима реализация медленного охлаждения при закалке заготовки с температуры полного растворения упрочняющей γ' -фазы. На примере этих сплавов установлено, что интенсивность охлаждения при закалке должна быть по меньшей мере в 2 раза выше в зоне ступицы по сравнению с ободом заготовки.

В патенте фирмы General Electric [32] на примере сплава Rene 95 осуществляли термическую обработку, которая также заключалась в медленном охлаждении ободной части заготовки по сравнению со ступичной за счет того, что зону ступицы обдували сжатым газом, осуществляя таким образом требуемую термическую обработку с высокой скоростью охлаждения и формируя малый размер зерна, а также выделений γ' -фазы в этой части заготовки необходимого размера. Однако одним из недостатков методов получения градиентной зеренной структуры с применением теплоизолирующих накладок является то, что в ступичной зоне заготовки при обработке на твердый раствор и последующей выдержке практически невозможно получить требуемый высокий уровень прочностных характеристик из-за наличия крупных выделений γ' -фазы, образующихся при нагреве ниже температуры сольвус.

Фирмой United Technologies Corporation отработана технология и запатентована установка для получения заготовок дисков с функционально-градиентными характеристиками при помощи метода регламентированной рекристаллизации [33]. Установка включала фундамент с открытой решеткой в ее центре. На фундаменте расположен теплоизолирующий материал, на который уложен слой жесткой графитовой обшивки.

Сборка включала поднимающий стержень, опору диска, а также опорное кольцо, которое служило для фиксации заготовки и обеспечения его охлаждения. Для передачи энергии индуктору в установке располагали медные токоподводы. Заготовку диска обертывали проводящим материалом, вокруг которого располагали графитовый войлок. На рис. 13 представлена схема установки для получения дисков из ЖНС методом регламентированной рекристаллизации.

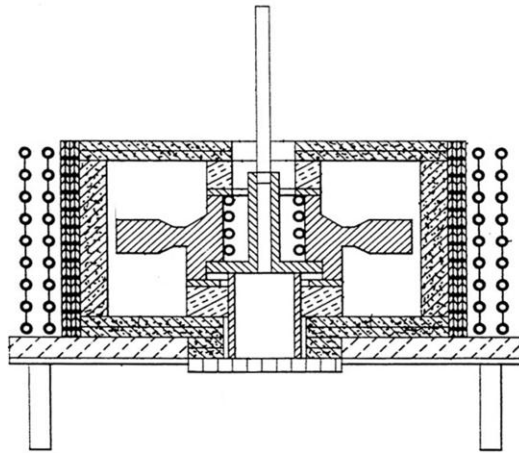


Рис. 13. Схема установки для получения дисков из жаропрочных никелевых сплавов методом регламентированной рекристаллизации

После подачи на индукторы напряжения, заготовку диска нагревали до температуры $\sim 1180^\circ\text{C}$ в районе полотна и до 1200°C в ободной части заготовки. За время термической обработки происходило полное растворение упрочняющей γ' -фазы для ее дальнейшего выделения в виде дисперсных частиц нужного размера в разных частях термообрабатываемой заготовки.

Закалку заготовки диска осуществляли таким образом, что ободная часть заготовки охлаждалась воздухом. При этом индуктор, расположенный внутри заготовки диска, кроме водяного получал также и воздушное охлаждение. В результате обеспечивался одновременно отвод тепла от ступичной части и достаточный температурный градиент внутри заготовки диска в ходе термообработки.

Одним из перспективных методов получения заготовок дисков с помощью метода регламентированной рекристаллизации является метод, разработанный сотрудниками Glenn Research Center из National Aeronautics and Space Administration, опробованный и реализованный в компании Ladish (Dual Micro Heat Treatment – DMHT) [34]. Этот метод основан на создании термического градиента по сечению заготовки диска посредством применения керамических накладок, которые тормозят нагрев области ступицы выше температуры сольвуса γ' -фазы, сохраняя в этой части мелкозернистую микроструктуру [35–37]. Установка для фиксации термообрабатываемого диска состоит из термических блоков меньшего диаметра, чем диск. После установки узла в печь производят нагрев ободной части диска с комнатной температуры до температуры выше полного растворения γ' -фазы термообрабатываемого сплава (рис. 14). При этом нагрев заготовки диска в области ступицы происходит значительно медленнее, чем в области обода, а контроль и необходимое регулирование температуры блока проводят с использованием термопары с индикаторами и теплопроводящими стержнями.

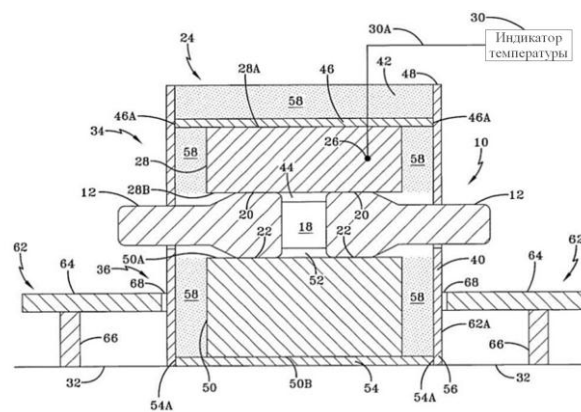


Рис. 14. Технологическая схема получения заготовки диска с градиентной зеренной структурой с помощью метода DMHT (Dual Micro Heat Treatment)

Главными преимуществами метода DMHT являются возможность его реализации в печах действующего серийного производства без вкладывания средств в разработку нового промышленного оборудования, а также высокая воспроизводимость процесса [38]. Так, отмечается, что садка при обработке на твердый раствор перед закалкой заготовки может состоять одновременно из четырех заготовок дисков.



Рис. 15. Заготовка турбинного диска из сплава Alloy 10, полученного методом DMHT (Dual Micro Heat Treatment) [39]

С помощью метода DMHT получены заготовки дисков с функционально-градиентными характеристиками из таких сплавов, как LSHR, RR1000, ME3 (Rene 104) и Alloy 10 [39]. На рис. 15 представлена заготовка турбинного диска из ЖНС марки Alloy 10 с функционально-градиентными характеристиками, полученного путем регламентированной рекристаллизации.

Технология металлических композиционных материалов

Одними из альтернативных материалов, обеспечивающих функционально-градиентные характеристики наравне с традиционно используемыми сплавами, являются металлические композиционные материалы (МКМ), армированные упрочняющими некогерентными с матрицей материалами, например волокнами.

Технология получения таких материалов и деталей из них заключается в том, что сначала получают непрерывные волокна карбида кремния SiC. Затем, для предотвращения при повышенных температурах химического взаимодействия между матрицей и волокном, на волокна методом осаждения из паровой фазы наносят защитные покрытия. После получения оптимальной структуры волокна укладывают внутри матричного материала определенным образом и проводят процессы ГИП или горячего жидкофазного спекания.

Так, МКМ на основе титана широко используют для изготовления дисков компрессора. Многие зарубежные фирмы, такие как Rolls-Royce, Snecma, MTU и т. д., осуществили переход от конструкции диска компрессора типа «блиск» к конструкции типа «блинг» (рис. 16). Этот переход позволил снизить массу конструкции на 40 % при увеличении динамических характеристик [40].



Рис. 16. Металлический композиционный материал на основе титана, армированного непрерывными волокнами SiC, и сегмент диска компрессора конструкции типа «блинг»

Однако следует отметить, что в настоящее время для ЖНС подобные технологии еще не реализованы, а издержки производства таких материалов достаточно большие по сравнению со стандартными материалами, обеспечивающими функционально-градиентные характеристики.

Заключения

В настоящее время существует несколько наиболее распространенных способов изготовления дисков из ЖНС с функционально-градиентными характеристиками. К ним относятся сварка давлением исходной заготовки, сформированной из гранул при горячей обработке; технология металлургии гранул, которая включает две технологические схемы: «гранулы + гранулы» и «компакт + гранулы», а также способ регламентированной рекристаллизации зерен в разных зонах получаемой заготовки диска в результате термической обработки. Кроме того, существует альтернативный способ изготовления материалов с функционально-градиентными характеристиками – производство МКМ, армированных непрерывными волокнами неметаллических соединений.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002 г. М.: МИСиС–ВИАМ, 2002. С. 23–47.
2. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Крылья Родины. 2012. № 3-4. С. 34–38.
3. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А. Обзор перспективных высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлических материалов для производства газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
4. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛП25 для лопаток перспективных авиационных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Нарский А.Р., Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г. Получение мелкозернистой структуры отливок из жаропрочных никелевых сплавов при использовании модификатора – алюмината кобальта // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.

6. Колядов Е.В., Висик Е.М., Герасимов В.В., Битюцкая О.Н. Особенности морфологии структуры жаропрочного никелевого сплава в зависимости от величин осевого и радиального градиентов температуры на фронте кристаллизации // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 2 (75). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.
7. Гарибов Г.С., Гриц Н.М. Пути создания новых высокожаропрочных гранулируемых сплавов для перспективных авиадвигателей // *Журнал технология легких сплавов*. 2012. № 3. С. 35–44.
8. Егоров Д.А. Исследование и разработка технологии производства заготовок турбинных дисков с функционально-градиентными характеристиками из гранул жаропрочных никелевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук. М., 2016. 221 с.
9. Бочарова А.А., Гриц Н.М., Казберович А.М. Заготовки биметаллических дисков с функционально-градиентными свойствами из перспективных гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов // *Журнал технология легких сплавов*. 2013. № 4. С. 135–143.
10. 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.
11. Valitov V.A., Akhunova A.Kh., Galieva E.V. et al. The stress-strain state and the microstructure in disk-shaft solid-phase bonds of dissimilar nickel-based alloys // *Journal Letters on materials*. 2017. Vol. 7 (2). P. 180–185. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-180-185.
12. Ахунова А.Х., Галиева Э.В., Поварова К.Б., Базылева О.А., Валитов В.А., Дмитриев С.В., Дроздов А.А., Аргинбаева Э.Г. Моделирование сварки давлением разнородных литых и деформируемых сплавов на основе никеля в условиях объемного пластического течения // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2016. Т. 13. № 1. С. 131–135.
13. Valitov V.A., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Drozdov A.A., Ovsepyan S.V., Galieva E.V. Research of solid compound formation during thermal deformation effect on intermetallic Ni₃Al-alloy with a heat-resistant alloy EP975 and influence on the physical, mechanical and performance properties // *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 838–839. P. 523–527. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.838-839.523.
14. Поварова К.Б., Валитов В.А., Дроздов А.А., Базылева О.А., Галиева Э.В., Аргинбаева Э.Г. Формирование градиентных структур в зоне соединения деформируемого никелевого и монокристаллического интерметаллидного сплава при термодиффузионной сварке давлением и термической обработке // *Металлы*. 2018. № 1. С. 48–57.
15. Галиева Э.В., Поварова К.Б., Дроздов А.А., Валитов В.А. Строение и свойства твердофазных соединений деформируемого никелевого сплава ЭП975 и монокристаллического интерметаллидного сплава ВКНА-25, полученных сваркой давлением со степенью деформации 24 % в условиях сверхпластичности сплава ЭП975 // *Металлы*. 2018. № 6. С. 64–72.
16. Способ изготовления биметаллического изделия: пат. 2608118; РФ; заявл. 15.07.15; опубл. 13.01.17.
17. Валитов В.А., Мулюков Р.Р., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г., Овсепян С.В., Утяшев Ф.З., Бубнов М.В. Влияние сверхпластической деформации и термической обработки на структуру и свойства дисков ГТД из гетерофазных никелевых сплавов // *Тр. Всерос. конф. «Современные жаропрочные деформируемые никелевые и интерметаллидные сплавы, методы их обработки»*. М.: ВИАМ, 2015. С. 3.
18. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А., Валитова Э.В. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения // *Металлы*. 2014. № 5. С. 61–70.
19. Multi-alloy turbine rotor disk: pat. 4900635 US; appl. 09.02.89; publ. 13.02.90.
20. Method for making a compositionally graded gas turbine disk: pat. 7537725 B2 US; appl. 19.09.05; publ. 26.05.09.
21. Способ получения диска газотурбинного двигателя: пат. 2536124 C1 Рос. Федерация; заявл. 21.08.13; опубл. 20.12.14.
22. Способ получения биметаллического диска газотурбинного двигателя: пат. 2537335 C1 Рос. Федерация; заявл. 24.06.13; опубл. 01.01.15.
23. Способ получения переменной структуры по сечению порошковой заготовки: пат. 2455115 C1 Рос. Федерация; заявл. 17.02.11; опубл. 10.07.12.

24. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Федоренко Е.А. и др. Исследование возможности изготовления заготовок дисков ГТД с переменной структурой и функционально-градиентными свойствами из гранул разных фракций // *Технология легких сплавов*. 2011. № 4. С. 41–49.
25. Powder/wrought alloy composite turbine disc: pat. 7137787 US; appl. 17.06.04; publ. 21.11.06.
26. Method of forming a rotor: pat. 4680160 US; appl. 11.12.85; publ. 14.07.87.
27. Method of producing turbine disks: pat. 4608094 US; appl. 18.12.84; publ. 26.08.86.
28. Правикова Л.А., Рудницкий Е.Н., Еременко В.И., Мозолева О.А. Особенности фазового состава и микроструктуры переходной зоны между составляющими сплавами в комбинированных заготовках из жаропрочных никелевых сплавов // *Сб. 3-й Всесоюз. конф. по металлургии гранул*. М.: Изд-во ВИЛС, 1991. С. 120–121.
29. Шиварнов Н.С. О роли переходной зоны в биметаллических деталях из гранулированного и монолитного материалов, полученных технологией ГИП // *Технология легких сплавов*. 2017. № 2. С. 34–42.
30. Method of forming fatigue crack resistant nickel base superalloys: pat. 4816084 US; appl. 15.09.86; publ. 28.03.89.
31. Method of making superalloy turbine disks having graded coarse and fine grains: pat. 5312497 US; appl. 31.12.91; publ. 17.05.95.
32. Method of making high strength superalloy components with graded properties: pat. 4820358 US; appl. 01.04.87; publ. 11.04.89.
33. Method of making superalloy turbine disks having graded coarse and fine grains: pat. 5312497 US; appl. 31.12.91; publ. 17.05.94.
34. Heat treatment devices and method of operation thereof to produce dual microstructure superalloy disks: pat. 6660110 US; appl. 08.04.02; publ. 09.12.03.
35. Gayda J., Furrer D. Dual-Microstructure Heat Treatment // *Advanced Materials and Processes*. 2003. Vol. 161. No. 7. P. 36–39.
36. Gayda J., Gabb T., Kantzos P., Furrer D. Low cost heat treatment process for production of dual microstructure superalloy disks. Cleveland, OH: NASA Glenn Research Center, 2003. P. 1–9.
37. Gabb T.P., Kantzos P.T., Telesam J. et al. Fatigue resistance of the grain size transition zone in a dual microstructure superalloy // *International journal of fatigue*. 2011. Vol. 33. No. 3. P. 414–426.
38. Lemsky J. Assessment of NASA Dual Microstructure Heat Treatment Method for Multiple Forging Batch Heat Treatment. Cleveland, OH: NASA Glenn Research Center, 2004. P. 1–9.
39. Gayda J. Dual microstructure heat treatment of a Nickel-base disk alloy assessed. URL: <http://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=200501997532018-09-12T20:15:10+00:00z> (дата обращения: 10.12.2024).
40. Smarsly W. Aero Engine Materials – MTU Aero Engines. URL: http://www.mtu.de/en/technologies/engineering_news (дата обращения: 10.12.2024).

References

1. 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.
2. Kablov E.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G. Creation of Modern Heat-Resistant Materials and Technologies for Their Production for Aviation Engine Building. *Krylya Rodiny*, 2012, no. 3–4, pp. 34–38.
3. Echin A.B., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A. Review of perspective high-temperature superalloys based on refractory non-metallic materials for production of gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
4. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Narsky A.R., Deynega G.I., Kuzmina I.G. Obtaining a fine-grained structure of castings from nickel superalloys using a cobalt aluminate modifier. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.

6. Kolyadov E.V., Visik E.M., Gerasimov V.V., Bityutskaya O.N. Features of the morphology of the structure of nickel superalloy depending on the values of the axial and radial temperature gradients at the crystallization front. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.
7. Garibov G.S., Grits N.M. Ways to create new high-heat-resistant granulated alloys for promising aircraft engines. *Zhurnal tekhnologii legkikh splavov*, 2012, no. 3, pp. 35–44.
8. Egorov D.A. *Research and development of production technology for turbine disk blanks with functionally graded characteristics from granules of heat-resistant nickel alloys*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2016, 221 p.
9. Bocharova A.A., Grits N.M., Kazberovich A.M. Bimetallic disk blanks with functionally graded properties from promising granulated heat-resistant nickel alloys. *Zhurnal tekhnologii legkikh splavov*, 2013, no. 4, pp. 135–143.
10. 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.
11. Valitov V.A., Akhunova A.Kh., Galieva E.V. et al. The stress-strain state and the microstructure in disk-shaft solid-phase bonds of dissimilar nickel-based alloys. *Journal Letters on materials*, 2017, vol. 7 (2), pp. 180–185. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-180-185.
12. Akhunova A.Kh., Galieva E.V., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Valitov V.A., Dmitriev S.V., Drozdov A.A., Arginbaeva E.G. Modeling of pressure welding of dissimilar cast and deformable nickel-based alloys under conditions of bulk plastic flow. *Fundamentalnye problemy sovremennogo materialovedeniya*, 2016, vol. 13, no. 1, pp. 131–135.
13. Valitov V.A., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Drozdov A.A., Ovsepyan S.V., Galieva E.V. Research of solid compound formation during thermal deformation effect on intermetallic Ni₃Al-alloy with a heat-resistant alloy EP975 and influence on the physical, mechanical and performance properties. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 838–839, pp. 523–527. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.838-839.523.
14. Povarova K.B., Valitov V.A., Drozdov A.A., Bazyleva O.A., Galieva E.V., Arginbaeva E.G. Formation of gradient structures in the joint zone of deformable nickel and single-crystal intermetallic alloy during thermodiffusion pressure welding and heat treatment. *Metally*, 2018, no. 1, pp. 48–57.
15. Galieva E.V., Povarova K.B., Drozdov A.A., Valitov V.A. Structure and properties of solid-phase joints of deformable nickel alloy EP975 and single-crystal intermetallic alloy VKNA-25 obtained by pressure welding with a deformation degree of 24% under conditions of superplasticity of the EP975 alloy. *Metally*, 2018, no. 6, pp. 64–72.
16. *Method for manufacturing a bimetallic product*: pat. 2608118 Rus. Federation; appl. 15.07.15; publ. 13.01.17.
17. Valitov V.A., Mulyukov R.R., Lomberg B.S., Ospennikova O.G., Ovsepyan S.V., Utyashev F.Z., Bubnov M.V. Effect of superplastic deformation and heat treatment on the structure and properties of gas turbine engine disks made of heterophase nickel alloys. *Reports All-Rus. Conf. «Modern heat-resistant deformable nickel and intermetallic alloys, methods of their processing»*. Moscow: VIAM, 2015, p. 3.
18. Povarova K.B., Valitov V.A., Ovsepyan S.V., Drozdov A.A., Bazyleva O.A., Valitova E.V. Study of properties and selection of alloys for disks with blades («Bliskov») and the method of their connection. *Metally*, 2014, no. 5, pp. 61–70.
19. *Multi-alloy turbine rotor disk*: pat. 4900635 US; appl. 09.02.89; publ. 13.02.90.
20. *Method for making a compositionally graded gas turbine disk*: pat. 7537725 B2 US; appl. 19.09.05; publ. 26.05.09.
21. *Method for producing a gas turbine engine disk*: pat. 2536124 C1 Rus. Federation; appl. 21.08.13; publ. 20.12.14.
22. *Method for producing a bimetallic disk of a gas turbine engine*: pat. 537335 C1 Rus. Federation; appl. 24.06.13; publ. 01.01.15.
23. *Method for producing a variable structure over the cross-section of a powder blank*: pat. 2455115 C1 Rus. Federation; appl. 17.02.11; publ. 10.07.12.

24. Garibov G.S., Grits N.M., Fedorenko E.A. et al. Study of the possibility of manufacturing gas turbine engine disk blanks with variable structure and functional-gradient properties from granules of different fractions. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2011, no. 4, pp. 41–49.
25. *Powder/wrought alloy composite turbine disc*: pat. 7137787 US; appl. 17.06.04; publ. 21.11.06.
26. *Method of forming a rotor*: pat. 4680160 US; appl. 11.12.85; publ. 14.07.87.
27. *Method of producing turbine disks*: pat. 4608094 US; appl. 18.12.84; publ. 26.08.86.
28. Pravikova L.A., Rudnitsky E.N., Eremenko V.I., Mozolevskaya O.A. Features of the phase composition and microstructure of the transition zone between the constituent alloys in combined blanks made of heat-resistant nickel alloys. *Reports 3rd All-Union Conf. on Granule Metallurgy*. Moscow: VILS Publ. House, 1991, pp. 120–121.
29. Shivarnov N.S. On the role of the transition zone in bimetallic parts made of granulated and monolithic materials obtained by HIP technology. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2017, no. 2, pp. 34–42.
30. *Method of forming fatigue crack resistant nickel base superalloys*: pat. 4816084 US; appl. 15.09.86; publ. 28.03.89.
31. *Method of making superalloy turbine disks having graded coarse and fine grains*: pat. 5312497 US; appl. 31.12.91; publ. 17.05.95.
32. *Method of making high strength superalloy components with graded properties*: pat. 4820358 US; appl. 01.04.87; publ. 11.04.89.
33. *Method of making superalloy turbine disks having graded coarse and fine grains*: pat. 5312497 US; appl. 31.12.91; publ. 17.05.94.
34. *Heat treatment devices and method of operation thereof to produce dual microstructure superalloy disks*: pat. 6660110 US; appl. 08.04.02; publ. 09.12.03.
35. Gayda J., Furrer D. Dual-Microstructure Heat Treatment. *Advanced Materials and Processes*, 2003, vol. 161, no. 7, pp. 36–39.
36. Gayda J., Gabb T., Kantzos P., Furrer D. *Low cost heat treatment process for production of dual microstructure superalloy disks*. Cleveland, OH: NASA Glenn Research Center, 2003, pp. 1–9.
37. Gabb T.P., Kantzos P.T., Telesam J. et al. Fatigue resistance of the grain size transition zone in a dual microstructure superalloy. *International journal of fatigue*, 2011, vol. 33, no. 3, pp. 414–426.
38. Lemsky J. *Assessment of NASA Dual Microstructure Heat Treatment Method for Multiple Forging Batch Heat Treatment*. Cleveland, OH: NASA Glenn Research Center, 2004, pp. 1–9.
39. Gayda J. *Dual microstructure heat treatment of a Nickel-base disk alloy assessed*. Available at: <http://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=200501997532018-09-12T20:15:10+00:00z> (accessed: December 10, 2024).
40. Smarsly W. Aero Engine Materials – MTU Aero Engines. Available at: <https://www.yumpu.com/en/document/view/11154884/aero-engine-materials-mtu-aero-engines> (accessed: December 10, 2024).

Информация об авторах

Востриков Алексей Владимирович, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Яшин Максим Сергеевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Капитаненко Денис Владимирович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexey V. Vostrikov, Chief of Scientific Research, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Maxim S. Yashin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Kapitanenko, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 13.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.03.2025.

The article was submitted 13.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.03.2025.

Научная статья

УДК 621.791

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-31-40

НОВЫЙ ПРИСАДОЧНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ СВАРКИ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ВЖЛ718 И ВЖЛ220*М.Д. Пантелеев¹, А.В. Свиридов¹, К.Н. Попов¹, С.Д. Зотов¹*

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

Аннотация. Изложены особенности исследования и изготовления присадочного материала для ремонта дефектов литых заготовок из литейных жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220. Приведены результаты исследования механических свойств материала заготовок до и после ремонта. Проведены исследования механических свойств присадочного материала. Определен оптимизированный химический состав присадочного материала. Материалу присвоена марка Св-ВЖ183.

Ключевые слова: литейный никелевый сплав, In718, Rene220, ВЖЛ718, ВЖЛ220, ремонт дефектов, ремонт литейных дефектов, аргоно-дуговая сварка, присадочный материал, Св-ВЖ183, механические свойства

Для цитирования: Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Попов К.Н., Зотов С.Д. Новый присадочный материал для сварки литейных жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-31-40.

Scientific article

NEW FILLER MATERIAL FOR WELDING OF FOUNDRY HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS ВЖЛ718 AND ВЖЛ220*M.D. Panteleev¹, A.V. Sviridov¹, K.N. Popov¹, S.D. Zotov¹*

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

Abstract. The article presents the details of the investigation and of the production of the welding consumable for repairing foundry heat-resistant nickel alloys ВЖЛ718 and ВЖЛ220 cast workpieces. The research of mechanical properties from casting material before and after the repairing is conducted. The results of the research of filler material mechanical properties are discussed. The optimized chemical composition of the filler material is determined and is named Св-ВЖ183.

Keywords: foundry nickel alloy, In718, Rene220, ВЖЛ718, ВЖЛ220, defects' repairing, repairing of foundry defects, tungsten inert gases welding, filler material, Св-ВЖ183, mechanical properties

For citation: Panteleev M.D., Sviridov A.V., Popov K.N., Zotov S.D. New filler material for welding of foundry heat-resistant nickel alloys ВЖЛ718 and ВЖЛ220. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-31-40.

Введение

Один из традиционных методов изготовления деталей – литье жаропрочных сплавов. В рамках литейных процессов разработаны методы вакуумного литья заготовок для получения направленной структуры (монокристаллические лопатки газотурбинных двигателей), селективного лазерного сплавления металлопорошковых композиций и др. [1–3].

Одной из проблем применения литейных жаропрочных сплавов являются технологические нарушения, связанные с наличием дефектов отливок (раковин, засоров и т. д.), исправление которых проводят, как правило, методом сварки плавлением с применением присадочных материалов, полученных по оптимальным составам. Изготовление таких присадочных материалов является актуальной задачей [4–6].

Для устранения дефектов литья при изготовлении деталей газотурбинных двигателей и газотурбинных установок из новых литейных сплавов разрабатываются присадочные материалы и технологии ремонта, которые позволят увеличить выход годного литья и снизить стоимость конечной продукции, при этом отказаться от закупки материалов иностранного производства.

Для ремонта литейных жаропрочных сплавов широко применяют аргонодуговую электросварку (АрДЭС) неплавящимся электродом с использованием присадочных материалов, в том числе из основного материала [7–9].

Присадочные материалы рекомендуется использовать для ремонта литейных деталей и сварки с разделкой кромок, а также при необходимости – для изменения формы и состава шва, технологических, механических свойств и структуры сварных соединений. Свариваемость материалов и сплавов определяется склонностью к образованию трещин при сварке (термической обработке) и степенью разупрочнения сварных соединений. Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов зависит от содержания алюминия и титана, а также выделившейся γ' -фазы, которые в наибольшей степени влияют на уровень образующихся остаточных термических напряжений, релаксационную стойкость сплавов и сварных соединений, склонность к образованию горячих трещин и определяют разделение сплавов на группы [10–12].

Сварочные проволоки для АрДЭС по принципу легирования можно разделить на две группы: из гомогенных сплавов, легированные большим количеством кобальта и тугоплавкими металлами (хром, вольфрам, молибден, кобальт, работоспособные до температуры 1100 °С); дисперсионно-твердеющие, при сварке которыми наплавленный металл после старения упрочняется в результате выделения γ' -фазы, температура эксплуатации которых не превышает 1000 °С [13].

Для изготовления нового отечественного двигателя ПД-8, импортозамещающего французский (Sam-146) и украинский (Д-436ТП) двигатели, в России с 2021 по 2022 г. разработаны и паспортизованы литейные жаропрочные никелевые сплавы, в частности ВЖЛ718 и ВЖЛ220, в качестве замены зарубежных сплавов In718, Rene220 для литья некоторых деталей газотурбинных двигателей. Указанные отечественные материалы включены в конструкторскую документацию двигателя ПД-8 и превосходят по уровню свойств импортные аналоги [14–17].

При температуре испытаний от 20 до 700 °С предел прочности и условный предел текучести разработанного литейного сплава ВЖЛ718 по сравнению с зарубежным аналогом (сплав In718, США) больше на 2–7 %, а относительное удлинение – в 1,5–2,1 раза. Сплав рекомендуется для литья корпусных деталей, работоспособных при температурах до 650 °С [5, 18–21].

Литейный жаропрочный никелевый сплав ВЖЛ220 по сравнению с зарубежным аналогом состава NiCr19Co12NbTaMo (сплав Rene220, Франция) имеет следующие преимущества: предел прочности при растяжении при температуре от 20 до 600 °С больше на 6–10 %; относительное удлинение при температуре от 20 до 750 °С – в 1,4–2,2 раза,

при температуре 800 °С – на 12 %; предел ограниченной выносливости при малоцикло-вой усталости при температуре 750 °С на базе 10^4 циклов («жесткий» цикл) на гладких образцах – на 11 %. Сплав рекомендуется для литья корпусных деталей (в том числе крупногабаритных), работоспособных при температурах до 750 °С [14–21].

Для расширения возможностей использования новых материалов в перспективных изделиях авиационной техники и уменьшения экономических затрат при сохранении качества сварного соединения необходимо разработать состав присадочного материала, сочетающего высокие характеристики длительной и кратковременной прочности с рабочей температурой до 1000 °С.

Материалы и методы

Определен химический состав полученных слитков из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220. Данные представлены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав слитков из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220

Элемент	Содержание элементов, % (по массе), в слитке из сплава	
	ВЖЛ220 (патент РФ № 2794497)	ВЖЛ718 (патент РФ № 2655483)
Ni	Основа	Основа
Cr	18,5	18,7
Co	11,9	0,026
Nb	5,16	4,65
Ta	3,35	0,023
Mo	3,01	2,85
Ti	0,94	0,85
Al	0,53	0,58
W	0,041	0,049
Hf	0,03	–
Mn	0,016	–
Si	0,111	0,007
Cu	0,039	–
C	0,004	0,022
S	0,025	0,003
Fe	–	18,7

По результатам анализа научно-технической литературы выбраны составы систем Ni–Co–Cr и Ni–Cr–Fe. Проводили выплавку образцов четырех экспериментальных составов для изготовления присадочного материала, предназначенного для ремонта литейных дефектов в литых заготовках из жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 с помощью АрДЭС. Для экспериментальных исследований проведены плавки и получены слитки из присадочных материалов двух систем. В состав первой системы входят Cr, W, Mo, Ti, Nb, Co, Al, основа – Ni; второй системы – Cr, W, Mo, Ti, Fe, основа – Ni.

Выплавку образцов из опытного сплава проводили в вакуумной индукционной печи УППФ-3. В процессе выплавки металл несколько раз перемешивали для предотвращения ликвации по плотности составляющих. После литья проводили операции механической обработки полученных слитков для удаления прибыльных и донных участков.

Горячую деформацию (осадку) на сутунку слитков из присадочного материала экспериментальных составов проводили на прессе «Блисс» с усилием до 10^7 Н. Перед деформацией слитки нагревали в камерной электропечи в течение нескольких часов. Допустимая разовая степень деформации составляла 30–40 %. Осуществляли горячую прокатку для получения листовых заготовок.

С использованием полученных листов изготовлен присадочный материал экспериментальных составов. Для проведения испытаний по определению геометрических параметров присадочного материала и испытаний на стойкость к образованию горячих трещин из полученных листов изготовлен присадочный материал экспериментальных составов в виде «лапши». Резка полученных заготовок проведена на гильотине.

Присадочный материал экспериментальных составов изготавливали в виде «лапши» длиной не менее 250 мм с квадратным сечением (длина стороны $1,5 \pm 0,1$ мм). Результаты визуального анализа качества присадочного материала показали, что поверхность чистая, гладкая, без трещин, расслоений, закатов, забоин, рисок, вмятин (рис. 1).

Испытания на трещиностойкость проводили по ГОСТ 26389–84. Для испытаний применяли образцы размером 50×50 мм, последовательно сваренные с помощью АрДЭС. Скорость растяжения полученного сварного соединения изменяется дискретно. Главный критерий для определения склонности сварного соединения к образованию горячих трещин – критическая скорость растяжения $V_{кр}$. В процессе испытания увеличивали относительное перемещение сварных кромок, что при достижении критического значения приводило к трещинообразованию. Критическая скорость растяжения рассчитывается как среднее арифметическое трех значений. Оценку трещиностойкости проводили с применением присадочной проволоки и без нее.

Наклепанные в результате горячей прокатки листы из сплавов отжигали при температуре нагрева под прокатку с охлаждением на воздухе. Листы с окисленной в процессе предыдущей обработки поверхностью подвергали щелочно-кислотному травлению, а затем прокатывали до толщины 1,5 мм. Изготовлено восемь листов (по 2 шт. на каждый экспериментальный состав). Полученные листы представлены на рис. 2.



Рис. 1. Присадочный материал экспериментальных составов в виде «лапши»



Рис. 2. Присадочные материалы экспериментальных составов в виде листов

Для проведения исследований технологических параметров ремонта дефектов литья проведена выплавка и изготовлены литые заготовки из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220. Выплавка сплавов ВЖЛ220 и ВЖЛ718 осуществлена в промышленной вакуумной индукционной печи ИСВ. Из слитков из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 отлиты заготовки с равноосной структурой в печи УППФ-У (рис. 3).

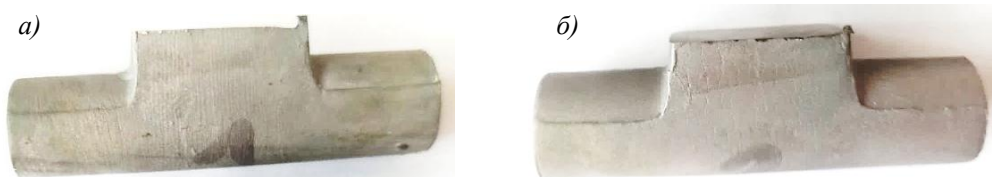


Рис. 3. Литые заготовки из сплавов ВЖЛ220 (а) и ВЖЛ718 (б)

На литых заготовках из сплавов ВЖЛ220 и ВЖЛ718 без имитации дефектов и после ремонта по выбранному оптимальному технологическому режиму с присадочным материалом проведена упрочняющая термическая обработка, и изготовлены образцы для дальнейших механических испытаний. Качество поверхности материала после ремонта дефектов литья контролировали визуально.

Схемы выборки имитации дефектов литья, внешний вид заготовок исходной и с нанесенной на поверхности разделкой, имитирующей дефекты литья до ремонта, а также технологические схемы выборки и разделки образцов для ремонта с использованием присадочного материала представлены на рис. 4.

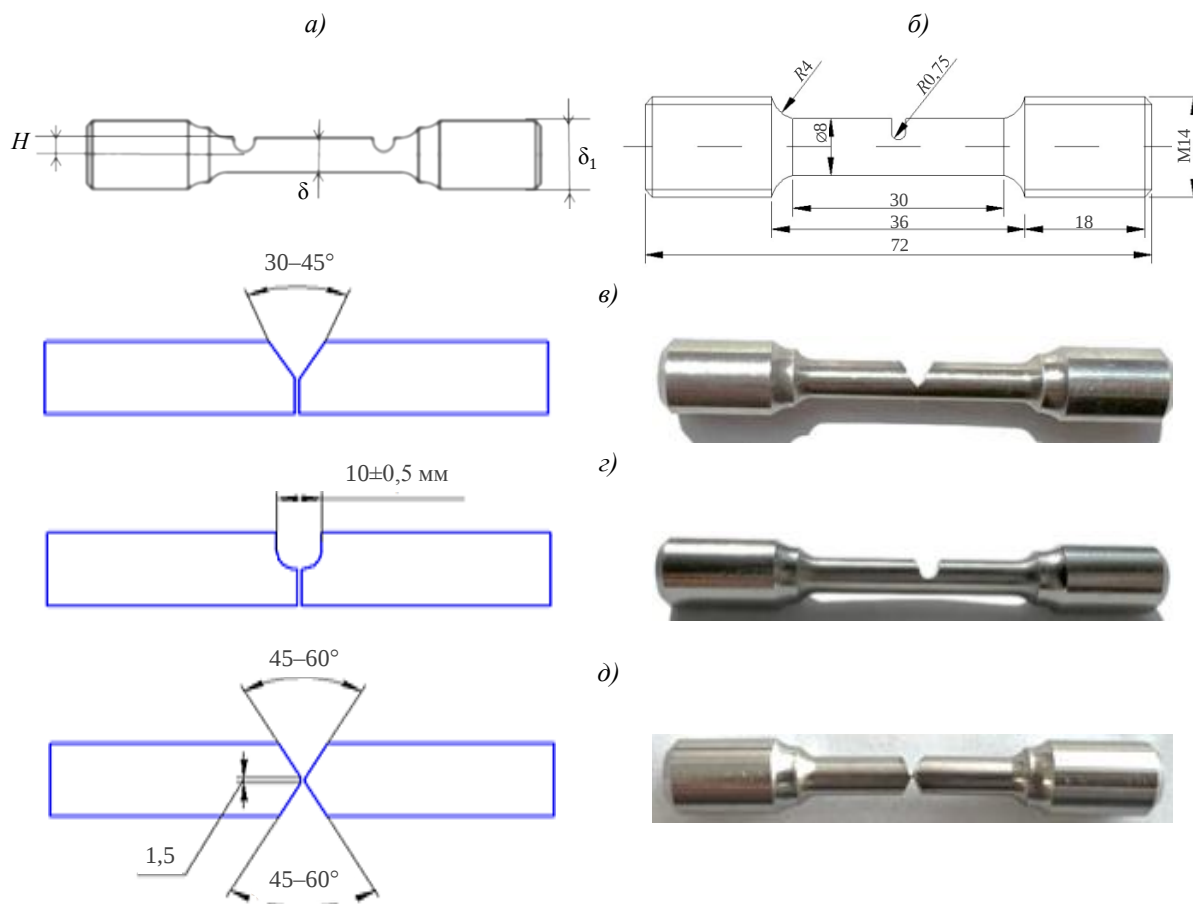


Рис. 4. Схемы выборки: а – эскиз образца (H – размер выборки; δ – ширина рабочей части заготовки; δ_1 – высота головки заготовки); б – эскиз заготовки образца с разделкой применительно к технологии ремонта; в–д – заготовки с V-образной, U-образной и двухсторонней разделкой

Проведены испытания на стойкость к образованию горячих трещин присадочных материалов экспериментальных составов на изготовленных образцах по методике МГТУ им. Н.Э. Баумана (ГОСТ Р ИСО 17641-1-2011) и ГОСТ 26389-84.

Испытания образцов из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 (основного материала и после ремонта с присадочным материалом на основе системы Ni-Co-Cr) на кратковременную прочность проведены при температурах 20, 650 и 750 °С, на длительную прочность – при 650 и 750 °С.

Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-2023, на кратковременную прочность – по ГОСТ 9651-84, на длительную прочность – по ГОСТ 10145-81.

Атомно-эмиссионный анализ проводили по методикам измерения МИ 1.2.036–2011, МИ 1.2.037–2011 и МИ 1.2.038–2011, а также по ГОСТ 12344–2003, ГОСТ 12345–2001 и ГОСТ 17745–90.

Проведены исследования технологических параметров ремонта дефектов литья на литых заготовках из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 с помощью АрДЭС с присадочным материалом экспериментальных составов. В процессе ремонта дефектов литья варьировали основные технологические параметры – ток сварки, напряжение на дуге, скорость сварки, расход защитного газа и количество присадочного материала, подаваемого в зону имитации дефекта. Количество подаваемого присадочного материала контролировали визуально.

Результаты и обсуждение

Определен химический состав слитков из полученных экспериментальных составов присадочных материалов. Установлено, что составы выплавленных слитков соответствуют расчетным составам по содержанию химических элементов.

Проведены испытания по определению химического состава и геометрических параметров присадочного материала экспериментальных составов. Все экспериментальные составы присадочных материалов соответствуют расчетным составам по содержанию химических элементов, как и полученные слитки.

При ремонте с присадочным материалом экспериментального состава системы Ni–Co–Cr на поверхности заготовок не обнаружено окисления металла, усадочных раковин, поверхностных пор, трещин. Металл присадочного материала экспериментального состава при сварке плавился равномерно, без выплесков и закипания. При ремонте литых заготовок из сплавов ВЖЛ220 и ВЖЛ718 основной материал заготовок находился в закаленном состоянии. Для ремонта литых заготовок из сплавов ВЖЛ220 и ВЖЛ718 выбран оптимальный технологический режим, который обеспечивает высокое качество поверхности материала в зоне ремонта и отсутствие дефектов сварного соединения.

В качестве критерия склонности к образованию горячих трещин использовали максимальную (критическую) скорость деформации $V_{кр}$, при которой в образце не образуется трещина. По результатам испытаний установлено, что для присадочного материала системы Ni–Co–Cr $V_{кр} \geq 5,2$ мм/мин. Для остальных экспериментальных составов получили низкую стойкость к образованию горячих трещин ($V_{кр} \leq 3,2$ мм/мин).

Результаты проведенных испытаний образцов после ремонта, выполненного методом ручной АрДЭС с экспериментальным присадочным материалом системы Ni–Co–Cr, показывают, что выбранный технологический режим и состав присадочного материала позволяют получить отремонтированную литую заготовку без дефектов и обеспечить прочность после ремонта, равную не менее 0,8 от прочности основного материала, при повышенных температурах; равнопрочность для сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 при комнатной температуре (кратковременная прочность). Результаты механических испытаний основного материала и образцов после ремонта с экспериментальным присадочным материалом системы Ni–Co–Cr приведены в табл. 2.

По результатам исследований технологических параметров ремонта дефектов литья на литых заготовках из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 методом АрДЭС и механических испытаний выбран состав присадочного материала системы Ni–Co–Cr.

Состав скорректирован по основным легирующим элементам (Cr, W, Mo, Co) для образования глобулярной структуры. Корректировка позволила получить равнопрочность сварного соединения при комнатной температуре при механических испытаниях сплава ВЖЛ718 после ремонта. Модифицированному составу присвоена марка Св-ВЖ183.

Таблица 2

**Результаты испытаний основного материала сплавов ВЖЛ220, ВЖЛ718
и образцов после ремонта на кратковременную и длительную прочность
при комнатной и повышенных температурах**

Свойства	Значения свойств, МПа, для сплава				Коэффициент ослабления сварного соединения к основному материалу сплава ВЖЛ220/ВЖЛ718
	ВЖЛ220		ВЖЛ718		
	без присадки	с экспериментальным составом	без присадки	с экспериментальным составом	
$\sigma_{\text{в}}^{20^{\circ}}$	1075	1095	1110	1050	1/0,94
$\sigma_{\text{в}}^{650^{\circ}}$	970	1070	825	840	0,9/1
$\sigma_{\text{в}}^{750^{\circ}}$	745	775	—	—	1/—
$\sigma_{\text{в}}^{650^{\circ}}$ на базе 110 ч	710	568	610	488	0,8/0,8
$\sigma_{\text{в}}^{750^{\circ}}$ на базе 110 ч	390	312	—	—	0,8/—

Проведены испытания образцов из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 после ремонта с присадочным материалом марки Св-ВЖ183 на кратковременную прочность при температурах 20, 650 и 750 °С и длительную прочность при температурах 650 и 750 °С (табл. 3).

Таблица 3

**Результаты испытаний образцов после ремонта на кратковременную
и длительную прочность при комнатной и повышенных температурах**

Свойства	Значения свойств, МПа, для сплава				Коэффициент ослабления сварного соединения к основному материалу сплава ВЖЛ220/ВЖЛ718
	ВЖЛ220		ВЖЛ718		
	с присадочным материалом Св-ВЖ183	основной материал	с присадочным материалом Св-ВЖ183	основной материал	
$\sigma_{\text{в}}^{20^{\circ}}$	1250	1250	1041	1040	1/1
$\sigma_{\text{в}}^{650^{\circ}}$	1070	1070	800	800	1/1
$\sigma_{\text{в}}^{750^{\circ}}$	780	780	—	—	1/—
$\sigma_{\text{в}}^{650^{\circ}}$ на базе 110 ч	568	710	610	488	0,8/0,8
$\sigma_{\text{в}}^{750^{\circ}}$ на базе 110 ч	312	390	—	—	0,8/—

По результатам испытаний выявлено достижение необходимых прочностных характеристик литых заготовок из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220 с применением доработанного присадочного материала Св-ВЖ183.

Заключения

Разработанный присадочный материал и технологии ремонта литейных дефектов при изготовлении литых заготовок предназначены для производства деталей газотурбинных двигателей из новых сплавов ВЖЛ220 и ВЖЛ718 применительно к перспективному двигателю ПД-8.

По результатам испытаний образцов, выполненных методом ручной АрДЭС, после ремонта установлено, что состав присадочного материала Св-ВЖ183 позволяет получить литую заготовку без дефектов и обеспечить равнопрочность ($K = 1$ для кратковременной прочности) при температурах 20 и 650 °С для сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220, при 750 °С – для сплава ВЖЛ220, а также длительную прочность не менее 0,8 от прочности основного материала при рабочей температуре 650 °С для сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220, при 750 °С – для сплава ВЖЛ220.

По результатам испытаний установлено, что образцы, изготовленные из сплавов ВЖЛ718 и ВЖЛ220, достигают необходимых технологических свойств для введения заготовок в эксплуатацию после ремонта с присадочным материалом Св-ВЖ183.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // *Электрометаллургия*. 2022. № 1. С. 2–12.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 2. Компенсация и контроль отклонений, ГИП и термическая обработка // *Электрометаллургия*. 2022. № 2. С. 2–12.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
4. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 5. С. 8–19.
5. Князев А.Е., Мин П.Г. Сравнение характеристик металлопорошковых композиций сплава ВЖЛ718, изготовленных методами PREP и VEGA, после селективного лазерного сплавления // *Металлург*. 2024. № 4. С. 48–58.
6. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Колесников С.И., Чемов Д.А. Влияние примесей на механические и эксплуатационные свойства литейного жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 // *Труды ВИАМ*. 2024. № 10 (140). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-13-23.
7. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Рогалев А.М., Князев А.Е. Исследование химического состава, структуры и механических свойств сплава ЭП648 на различных этапах аддитивного производства // *Материаловедение*. 2018. № 12. С. 17–22.
8. Mostafa A., Rubio I.P., Brailovski V. et al. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments // *Metals*. 2017. No. 7. P. 196–219. DOI: 10.3390/met7060196.
9. El-Bagoury N., Hessien M.M., Alsawat M. et al. Optimization of Microstructure and Mechanical Properties of Hipped Inconel 718 by Various Heat Treatment Processes // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2019. Vol. 8. P. 642–655. DOI: 10.1007/s13632-019-00568-7.
10. Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И., Размахов М.Г. Температуры фазовых превращений и калориметрический анализ порошковых композиций жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-79-85.
11. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Монин С.А. Влияние среднего напряжения цикла на характеристики малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-126-136.

12. Нарский А.Р., Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г. Получение мелкозернистой структуры отливок из жаропрочных никелевых сплавов при использовании модификатора – алюмината кобальта // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
13. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А. Обзор перспективных высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлических материалов для производства газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
14. Присадочный материал на основе никеля: пат. 2373038 Рос. Федерация; заявл. 02.06.08; опубл. 20.11.09.
15. Присадочный материал на основе никеля: пат. 2304499 Рос. Федерация; заявл. 10.11.05; опубл. 20.08.07.
16. Жаропрочный сплав на основе никеля и изделие, выполненное из этого сплава: пат. 2285059 Рос. Федерация; заявл. 24.03.05; опубл. 10.10.06.
17. Жаропрочный свариваемый сплав на основе никеля и изделие, выполненное из этого сплава: пат. 2301277 Рос. Федерация; заявл. 20.12.05; опубл. 20.06.07.
18. Weldable oxidation resistant nickel-iron-chromium-aluminium alloy: pat. 8506883 US; appl. 12.12.07; publ. 18.06.09.
19. Nickel-chromium-iron-aluminium alloy: pat. 4671931 US; appl. 11.05.84; publ. 09.06.87.
20. Superalloy repair welding using multiple alloy powders: pat. 8618434 US; appl. 22.03.10; publ. 22.09.11.
21. Repaired turbine exhaust strut heat shield vanes and repair methods: pat. 8083465 US; appl. 05.09.08; publ. 11.03.10.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 2. Compensation and control of deviations, GIP and heat treatment. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 2, pp. 2–12.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
4. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 4. Development of heat-resistant materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 8–19.
5. Knyazev A.E., Min P.G. Comparison of characteristics of metal powder compositions of VZhL718 alloy, manufactured by PREP and VEGA methods, after selective laser melting. *Metallurg*, 2024, no. 4, pp. 48–58.
6. Min P.G., Vadeev V.E., Kolesnikov S.I., Chemov D.A. The effect of impurities on mechanical and operational properties of the cast nickel-base superalloy VZhM200. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-13-23.
7. Min P.G., Vadeev V.E., Rogalev A.M., Knyazev A.E. Study of chemical composition, structure and mechanical properties of EP648 alloy at various stages of additive manufacturing. *Materialovedenie*, 2018, no. 12, pp. 17–22.
8. Mostafa A., Rubio I.P., Brailovski V. et al. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments. *Metals*, 2017, no. 7, pp. 196–219. DOI: 10.3390/met7060196.

9. El-Bagoury N., Hessien M.M., Alsawat M. et al. Optimization of Microstructure and Mechanical Properties of Hipped Inconel 718 by Various Heat Treatment Processes. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2019, vol. 8, pp. 642–655. DOI: 10.1007/s13632-019-00568-7.
10. Loshchinin Yu.V., Pakhomkin S.I., Razmakhov M.G. Phase transformation temperatures and calorimetric analysis of powder compositions of nickel-based superalloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-79-85.
11. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Monin S.A. Influence of average cycle stress on characteristics of low-cycle fatigue of high-temperature nickel alloy VZh175. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-126-136.
12. Narsky A.R., Deynega G.I., Kuzmina I.G. Obtaining a fine-grained structure of castings from nickel superalloys using a cobalt aluminate modifier. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
13. Echin A.B., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A. Review of perspective high-temperature superalloys based on refractory non-metallic materials for production of gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
14. *Nickel based filler material*: pat. 2373038 Rus. Federation; appl. 02.06.08; publ. 20.11.09.
15. *Nickel based filler material*: pat. 2304499 Rus. Federation; appl. 10.11.05; publ. 20.08.07.
16. *Heat-resistant nickel-based alloy and product made from this alloy*: pat. 2285059 Rus. Federation; appl. 24.03.05; publ. 10.10.06.
17. *Heat-resistant weldable nickel-based alloy and a product made from this alloy*: pat. 2301277 Rus. Federation; appl. 20.12.05; publ. 20.06.07.
18. *Weldable oxidation resistant nickel-iron-chromium-aluminium alloy*: pat. 8506883 US; appl. 12.12.07; publ. 18.06.09.
19. *Nickel-chromium-iron-aluminium alloy*: pat. 4671931 US; appl. 11.05.84; publ. 09.06.87.
20. *Superalloy repair welding using multiple alloy powders*: pat. 8618434 US; appl. 22.03.10; publ. 22.09.11.
21. *Repaired turbine exhaust strut heat shield vanes and repair methods*: pat. 8083465 US; appl. 05.09.08; publ. 11.03.10.

Информация об авторах

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

Свиридов Александр Владимирович, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Попов Кирилл Николаевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зотов Святослав Дмитриевич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Kirill N. Popov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Svyatoslav D. Zotov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.07.2025.
The article was submitted 27.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 14.07.2025.

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-41-52

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ

Г.С. Севальнев¹, К.В. Дульнев¹, П.В. Рыжков¹, А.В. Леонов¹, Н.М. Вознесенская¹

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

Аннотация. Рассмотрена оптимизация термической обработки для получения тонкостенных труб холодной прокаткой из высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15N4AGM-Ш с прочностью после закалки ($\sigma_s > 1700$ МПа), затрудняющей деформацию. Установлено, что отжиг стали приводит к значительному охрупчиванию. Отпуск при температуре 600–700 °С формирует высокоотпущенный мартенсит, снижая прочность ($\sigma_{0,2} \approx 990$ МПа при 600 °С) при сохранении пластичности ($\delta_5 \approx 19$ %). Показано, что оптимальное снижение прочностных характеристик без значительного уменьшения пластичности происходит в интервале температур 630–660 °С.

Ключевые слова: высокопрочная коррозионностойкая сталь, высокоазотистая сталь, тонкостенные трубы, фазовый состав, механические свойства, технологичность

Для цитирования: Севальнев Г.С., Дульнев К.В., Рыжков П.В., Леонов А.В., Вознесенская Н.М. Оптимизация термической обработки высокопрочной коррозионностойкой азотсодержащей стали для получения бесшовных тонкостенных труб // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-41-52.

Scientific article

OPTIMIZATION OF HEAT TREATMENT FOR HIGH-STRENGTH CORROSION-RESISTANT NITROGEN-CONTAINING STEEL TO PRODUCE SEAMLESS THIN-WALLED TUBES

G.S. Sevalnev¹, K.V. Dulnev¹, P.V. Ryzhkov¹, A.V. Leonov¹, N.M. Voznesenskaya¹

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

Abstract. The article examines the optimization of heat treatment for producing thin-walled pipes via cold rolling from high-strength corrosion-resistant steel 15Kh15N4AGM-Sh. The high strength of this steel after quenching ($\sigma_s > 1700$ MPa) makes deformation difficult. It was established that annealing the steel leads to significant embrittlement. Tempering at 600–700 °C forms a highly tempered martensite structure, reducing strength ($\sigma_{0,2} \approx 990$ MPa at 600 °C) while maintaining ductility ($\delta_5 \approx 19$ %). Based on the research results, it was determined that the best reduction in strength characteristics without a significant decrease in ductility occurs in temperature range 630–660 °C.

Keywords: high-strength corrosion-resistant steel, high-nitrogen steel, thin-walled pipes, phase composition, mechanical properties, manufacturability

For citation: Sevalnev G.S., Dulnev K.V., Ryzhkov P.V., Leonov A.V., Voznesenskaya N.M. Optimization of heat treatment for high-strength corrosion-resistant nitrogen-containing steel to produce seamless thin-walled tubes. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-41-52.

Введение

В тяжелом машиностроении тонкостенные трубы выступают ключевым полуфабрикатом для создания легких, прочных и долговечных конструкций [1–4]. Использование тонкостенных труб позволяет снизить массу узлов на 20–40 % при сохранении несущей способности, что критически важно для авиации, автомобилестроения и робототехники.

В настоящее время основными материалами для производства тонкостенных труб являются:

- конструкционные стали перлитного класса [5, 6];
- коррозионностойкие стали аустенитного, мартенситного и дуплексных классов [7–13];
- биметаллические материалы с плакирующим слоем [14–16];
- высокопрочные сплавы специального назначения [17–19].

Основные методы производства труб из различных материалов включают [20]:

- горячее деформирование (прессование, прокатка);
- холодное деформирование (волочение, прокатка);
- комбинированные методы обработки давлением.

Для перспективных летательных аппаратов, в частности беспилотных, используют тонкостенные трубы в качестве тяжелонагруженных конструктивных элементов, а именно для трубчатых ползковых шасси. Широкое применение трубчатое ползковое шасси, изготавливаемое из конструкционной стали перлитного класса 30ХГСА, получило для вертолетной техники. При эксплуатации данного типа техники в различных регионах и климатических условиях проявляются недостатки тонкостенных труб из стали 30ХГСА: отсутствие коррозионной стойкости и недостаточная износостойкость в связи с необходимостью посадки летательного аппарата на абразивные поверхности.

В современных условиях развития промышленности особую актуальность приобретает производство тонкостенных труб из высокопрочных коррозионностойких сталей. Коррозионностойкие трубы находят широкое применение в атомной энергетике, химической промышленности, нефтегазодобывающем секторе и других высокотехнологичных отраслях.

Несмотря на высокое сопротивление коррозионно-агрессивным средам, коррозионностойкие стали аустенитного класса обладают недостаточным уровнем прочностных характеристик и меньшей износостойкостью по сравнению с конструкционной сталью 30ХГСА. В связи с этим необходимо использовать в качестве материала для изготовления тонкостенных труб высокопрочные коррозионностойкие стали мартенситного или мартенсито-аустенитного класса.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана широкая номенклатура высокопрочных коррозионностойких сталей [21–24], однако наиболее перспективными в данном направлении являются стали системы Fe–C–N–Cr–Ni–Mo–Mn с повышенным содержанием азота. Данные стали обладают высоким уровнем механических свойств, коррозионной стойкости и свариваемостью. Однако ввиду высоких прочностных характеристик после термической обработки ($\sigma_b > 1700$ МПа, $\sigma_{0,2} > 1200$ МПа) из-за высокого содержания элементов внедрения и легирующих элементов при производстве тонкостенных труб из высокопрочных коррозионностойких сталей системы Fe–C–N–Cr–Ni–Mo–Mn возникает ряд технологических проблем, в частности необходимость:

- обеспечения требуемой точности геометрических параметров ввиду высокого сопротивления стали пластическим деформациям;
- использования мощного прокатного оборудования;
- достижения высокого качества поверхности;

– минимизации прокатных и структурных дефектов.

Для получения качественных полуфабрикатов в виде тонкостенных труб из высокопрочной мартенсито-аустенитной коррозионностойкой стали необходимо обеспечить высокую технологичность при достаточном снижении уровня прочностных характеристик. Для большинства сталей, в том числе коррозионностойких, такой комплекс свойств достигается путем проведения отжига или высокотемпературного отпуска. Однако для сталей системы Fe–C–N–Cr–Ni–Mo–Mn с повышенным содержанием азота это осложнено выделением из твердого раствора избыточных карбидных и нитридных фаз легирующих элементов, снижающих пластичность и приводящих к растрескиванию во время контактно-деформационного воздействия. В связи с этим данная научно-исследовательская работа направлена на оптимизацию режима термической обработки высокопрочной коррозионностойкой азотсодержащей стали для получения бесшовных тонкостенных труб путем холодной пластической деформации.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали заготовки труб из высокопрочной коррозионностойкой азотсодержащей стали 15X15H4АГМ-Ш. Для исследования характеристик трубы подвергали термической обработке – закалке при температуре, достаточной для растворения избыточных фаз в твердом растворе и получения однородной мартенсито-аустенитной структуры, и последующему отпуску при различных температурах.

Металлографический анализ структур стали 15X15H4АГМ-Ш после термической обработки проводили на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении $\times 500$. Твердость HV_1 определяли по методу Виккерса с помощью твердомера при нагрузке 1 кг (10 Н) в соответствии с ГОСТ 2999–75.

Механические свойства (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ_5) после термической обработки определяли путем испытания образцов, вырезанных из трубных заготовок, на статическое растяжение при температуре 20 °С в соответствии с ГОСТ 1497–2023 «Металлы. Методы испытаний на растяжение» с применением разрывной машины. Скорость испытаний образцов составила $0,01 \text{ с}^{-1}$.

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

Результаты и обсуждение

Для анализа структурно-фазовых изменений в высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15H4АГМ-Ш расшифрована термограмма, полученная с применением дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 1). По результатам анализа определены основные точки температурных интервалов с экзо- и эндотермическими реакциями. Установлено, что в температурном интервале:

– 1–2 реализуется процесс старения (как и в большинстве коррозионностойких сталей такой системы легирования), сопровождающийся выделением карбидов Cr_{23}C_6 из мартенситной матрицы;

– 2–3 происходят дальнейшее перестаривание выделением карбидов Cr_{23}C_6 и нитридов (Cr, V)N (в связи с микролегированием стали ванадием) из твердого раствора, снижение тетрагональности мартенсита и подготовка микроструктуры к полиморфному превращению $\alpha \rightarrow \gamma$;

– 3–4 осуществляется смена кристаллической решетки мартенсита на аустенит;

– 4–5 происходят выравнивание теплового потока и подготовка микроструктуры к растворению части избыточных фаз в твердом растворе;

- 5–6 растворяются карбиды цементитного типа;
- 6–7 происходят выравнивание теплового потока и подготовка микроструктуры к дальнейшим структурно-фазовым изменениям;
- 7–8 растворяются карбиды Cr_{23}C_6 ;
- 8–9 происходит переход α -фазы $(\text{Cr}, \text{V})\text{N}$ в нитриды VN ;
- 9–10 нитриды ванадия растворяются в твердом растворе;
- 10–11 осуществляются выравнивание теплового потока и подготовка микроструктуры к дальнейшим структурно-фазовым изменениям;
- 11–12 происходит частичная смена кристаллической решетки аустенита на мартенсит.

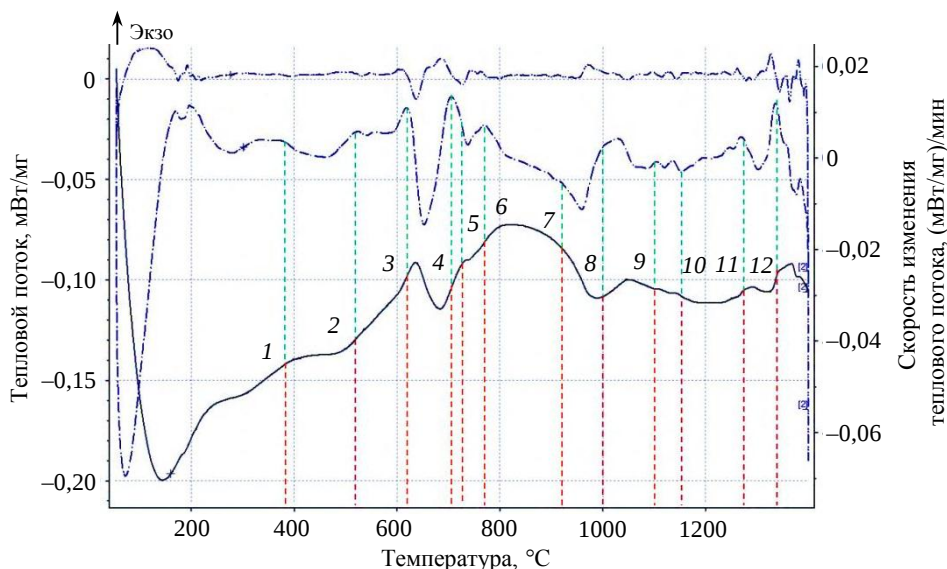


Рис. 1. Термограмма (—), первая (---) и вторая (····) производные для высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15H4AGM-III, полученные методом дифференциальной сканирующей калориметрии

Для высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15H4AGM-III в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан режим закалки, обеспечивающий высокий уровень механических свойств ($\sigma_b > 1700$ МПа, $\sigma_{0,2} > 1200$ МПа, $\delta_5 > 15$ %). Однако для холодной прокатки труб полученные прочностные характеристики высокие, а пластичность удовлетворительная, в связи с чем большинство видов оборудования не позволит получить тонкостенные трубы с равномерной толщиной стенки. С учетом расшифровки термограммы дифференциальной сканирующей калориметрии структурно-фазовых превращений для исследований кинетики изменения механических свойств выбран температурный интервал отпуска 200–700 °C и реализовано ускоренное охлаждение образцов для закрепления структуры, а также использованы различные варианты отжига при температуре выше температуры полиморфного превращения.

Для оценки изменения свойств образцов определена твердость по Виккерсу после отпуска при различных температурах. Кинетика изменения твердости в зависимости от температуры отпуска (рис. 2) согласуется с результатами термограммы. После закалки формируется мартенсит с твердостью ~ 560 HV₁, который в дальнейшем при температуре 300 °C из-за выделения карбидов цементитного типа обедняется углеродом с последующим снижением твердости. Увеличение температуры отпуска до 400–500 °C способствует повышению твердости из-за выделения карбидов легирующих

элементов, в частности хрома, а также в результате образования ϵ -фазы нитридов (Cr, V)N. Увеличение температуры отпуска до 600 °C привело к значительному снижению твердости (на 30 %) из-за формирования высокоотпущенного мартенсита. Обработка при температуре 700 °C из двухфазной области приводит к полиморфному превращению $\alpha \rightarrow \gamma$, что при ускоренном охлаждении в воде способствует образованию мартенсита и увеличению твердости.

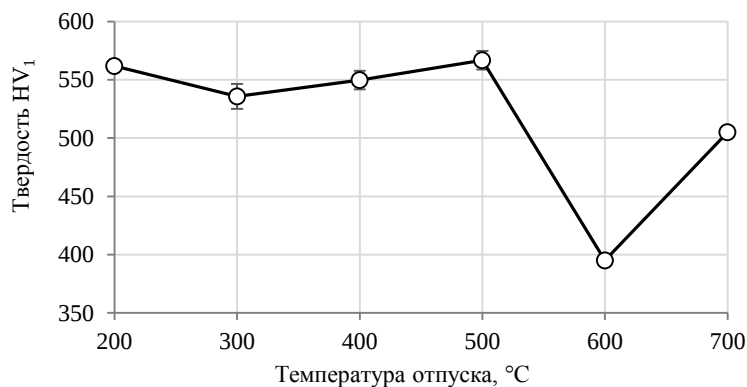


Рис. 2. Влияние температуры отпуска на твердость высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15H4АГМ-Ш

Металлографический анализ микроструктуры (рис. 3) позволил установить, что после закалки и отпуска при температуре 200 °C формируется мартенсито-аустенитная структура, которая сохраняется до температуры 400 °C. Начиная с температуры 400 °C происходят активное выделение избыточных фаз (карбидов и нитридов) из твердого раствора и формирование четких контуров мартенситной структуры. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 500–700 °C интенсифицирует процесс выделения избыточных фаз, приводит к формированию высокоотпущенного мартенсита и подготовке микроструктуры к полиморфному превращению.

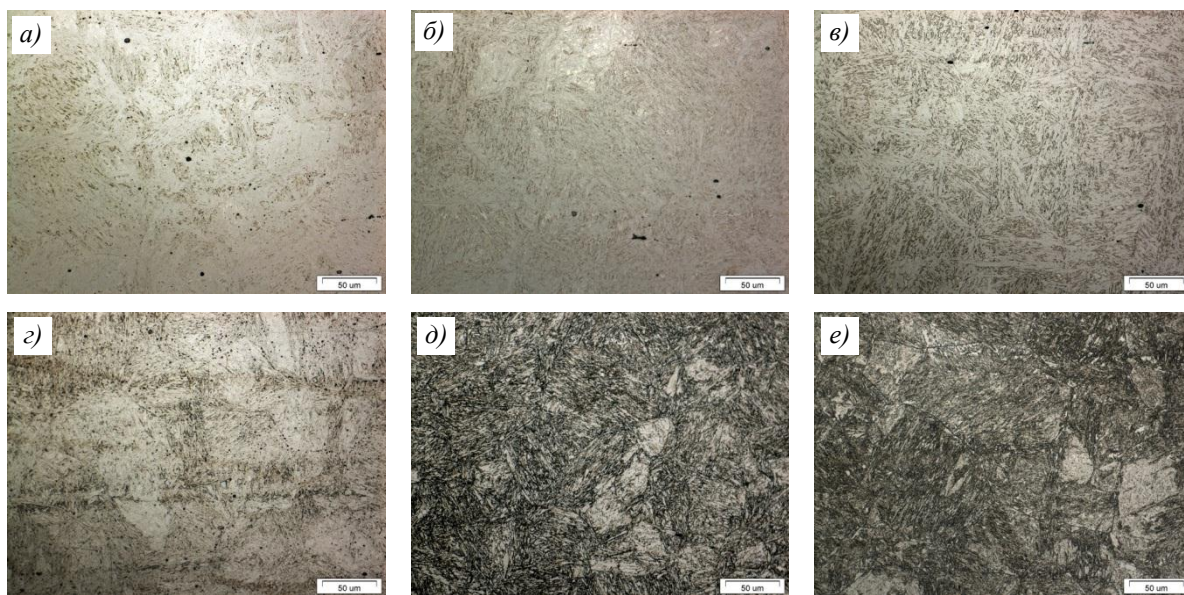


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 500$) высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15H4АГМ-Ш после отпуска при температурах 200 (а), 300 (б), 400 (в), 500 (г), 600 (д) и 700 °C (е)

Результаты изучения механических свойств в зависимости от температуры отпуска (рис. 4) позволили установить, что при закалке без последующего отпуска реализуется высокий уровень механических характеристик с наибольшей прочностью ($\sigma_B = 2160$ МПа) и высоким относительным удлинением ($\delta_5 = 19\%$). Последующий отпуск при температуре до 300°C приводит к снижению напряженности мартенситной структуры, в результате чего σ_B снижается до 1840 МПа, а δ_5 увеличивается до $20\text{--}21,5\%$. При температуре отпуска 500°C за счет дисперсионного твердения (выделения карбидов и нитридов из твердого раствора) формируются наибольший предел текучести ($\sigma_{0,2} = 1550$ МПа) и высокий предел прочности ($\sigma_B = 1990$ МПа), при этом также достигается высокое относительное удлинение ($\delta_5 = 20,5\%$). Формирование высокоотпущенного мартенсита приводит к общему снижению механических свойств ($\sigma_B = 1320$ МПа, $\sigma_{0,2} = 990$ МПа, $\delta_5 = 18,9\%$). Благодаря достаточному уровню пластичности и значительному снижению прочностных характеристик после отпуска при данной температуре можно проводить прокатку трубных заготовок, однако не любое оборудование позволяет достичь необходимого усилия, чтобы продеформировать заготовку с пределом текучести >990 МПа для получения тонкостенной трубы с высоким качеством поверхности.

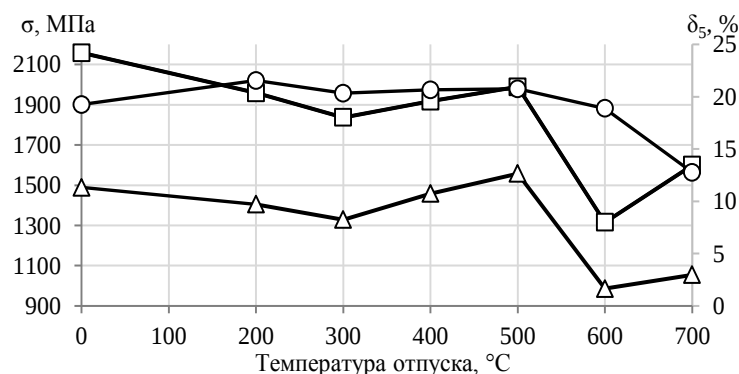


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на механические свойства ($\square - \sigma_B$, $\triangle - \sigma_{0,2}$, $\circ - \delta_5$) высокопрочной коррозионностойкой стали 15X15H4АГМ-Ш

Помимо отпуска, для сталей различных классов возможно применение двухступенчатого отжига с целью снижения прочностных характеристик и формирования пластических свойств. Для стали 15X15H4АГМ-Ш данный отпуск сопровождается выделением большой доли избыточных фаз из твердого раствора, что может снижать пластичность. Анализ механических свойств стали после отжига (рис. 5) показал, что данная термическая обработка приводит к значительному снижению пластичности и увеличению степени охрупчивания, ввиду чего не рекомендована при подготовке труб под прокатку.

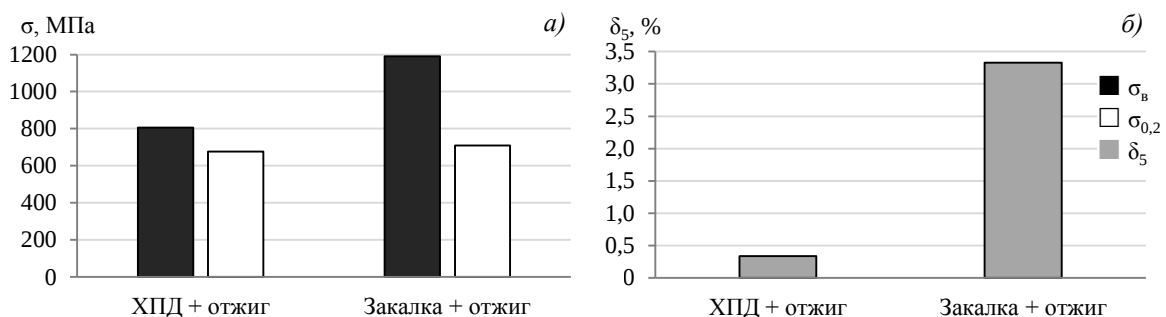


Рис. 5. Влияние холодной пластической деформации (ХПД) и закалки совместно с отжигом на пределы прочности и текучести (а), относительное удлинение (б) стали 15X15H4АГМ-Ш

Проанализирован коэффициент K_σ – соотношение предела прочности σ_b к пределу текучести $\sigma_{0,2}$ (рис. 6). Показано, что увеличение температуры отпуска до 500 °С приводит к уменьшению коэффициента, что свидетельствует о снижении деформируемости заготовок при холодной пластической деформации. В интервале температур 600–700 °С наблюдается значительное повышение K_σ , что может способствовать повышению деформируемости, а также дальнейшему снижению прочностных характеристик. В связи с этим проведено дальнейшее исследование влияния температуры отпуска в данном температурном интервале с изменением продолжительности выдержки.

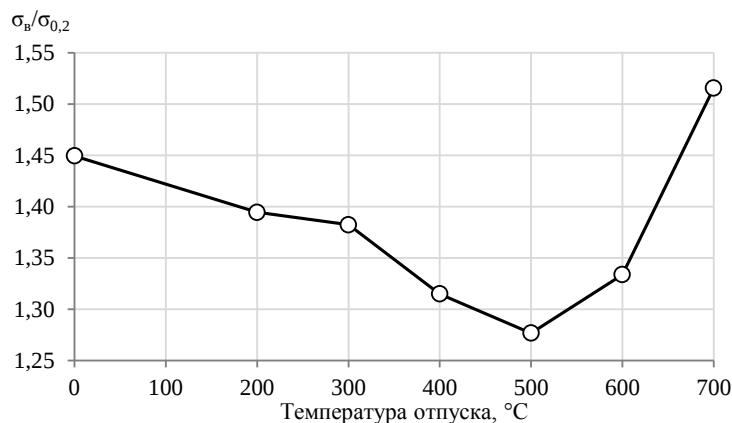


Рис. 6. Соотношение предела прочности σ_b к пределу текучести $\sigma_{0,2}$ в зависимости от температуры отпуска стали 15X15H4АГМ-Ш

В температурных интервалах отпуска 630–660 и 660–700 °С (рис. 7) с различной продолжительностью выдержки твердость стали варьируется от 350 до 430 HV₁. Высокое значение твердости в температурном интервале 660–700 °С при выдержке 1 ч связано с обработкой в двухфазной области и частичным протеканием мартенситного превращения. Дальнейшее снижение твердости связано с выделением карбидов и нитридов легирующих элементов из твердого раствора и снижением дисперсности высокоотпущенного мартенсита.

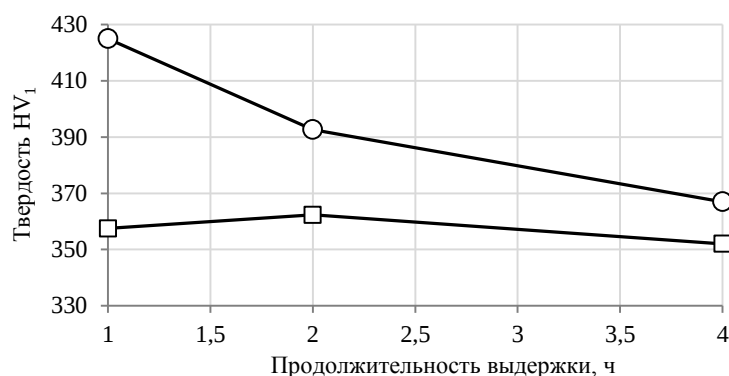


Рис. 7. Влияние продолжительности выдержки при отпуске в температурных интервалах 630–660 (□) и 660–700 °С (°) на твердость стали 15X15H4АГМ-Ш

Металлографический анализ микроструктуры образцов показал, что в температурном интервале 630–660 °С независимо от продолжительности выдержки формируется высокоотпущенный мартенсит, в то время как при температурах 660–700 °С реализуется превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ (рис. 8). При отпуске в температурном интервале 660–700 °С формируется микроструктура, благоприятная для достижения высокого качества поверхности при изготовлении тонкостенных труб из высокопрочной коррозионностойкой стали

15X15H4АГМ-Ш за счет образования аустенита, однако это также может приводить к увеличению механических характеристик.

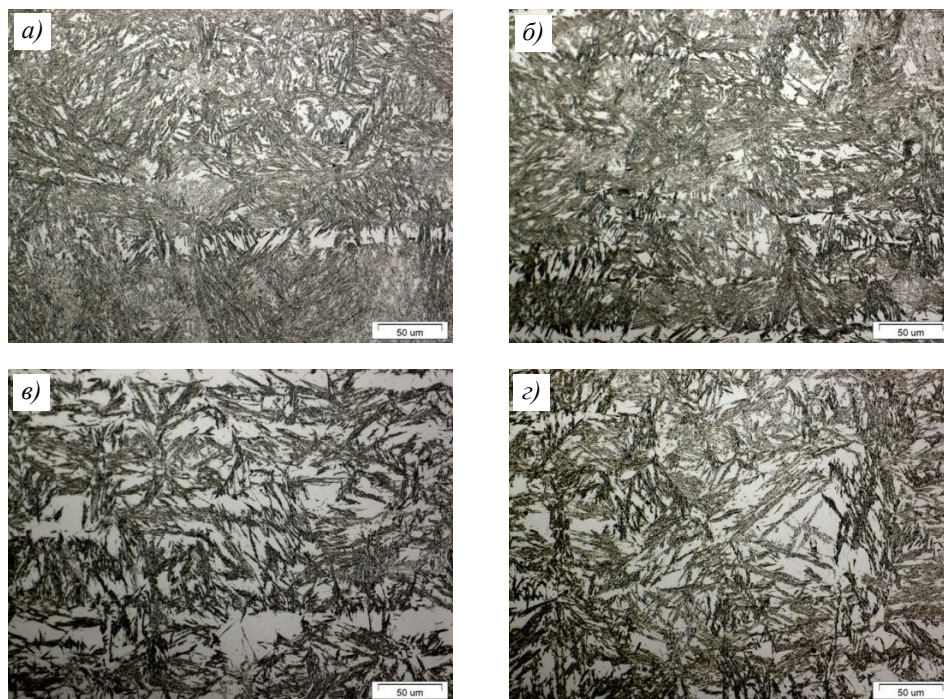


Рис. 8. Микроструктуры ($\times 500$) стали 15X15H4АГМ-Ш в температурных интервалах 630–660 (а, б) и 660–700 °С (в, з) при продолжительности выдержки 1 (а, в) и 4 ч (б, з)

Анализ механических свойств стали в температурных интервалах 630–660 и 660–700 °С (рис. 9) показал, что увеличение продолжительности выдержки с 2 до 4 ч приводит к снижению прочностных характеристик (σ_B , $\sigma_{0,2}$), однако при этом повышается относительное удлинение δ_5 с 12–16 до 18–19 %, что благоприятно влияет на технологическую пластичность. В обоих температурных интервалах продолжительность выдержки 4 ч позволяет достичь оптимального уровня характеристик для последующей холодной пластической деформации, однако в результате отпуска при 630–660 °С получен лучший уровень свойств.

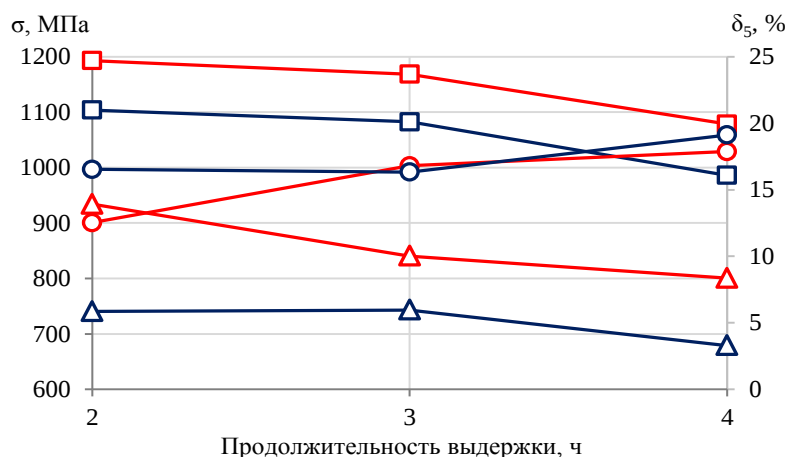


Рис. 9. Влияние продолжительности выдержки при отпуске в температурных интервалах 630–660 (—) и 660–700 °С (—) на механические свойства ($\square$ – σ_B , $\triangle$ – $\sigma_{0,2}$, $\circ$ – δ_5) стали 15X15H4АГМ-Ш

Заключения

На основании проведенных исследований по оптимизации термической обработки высокопрочной коррозионностойкой азотсодержащей стали 15X15H4АГМ-Ш для производства тонкостенных труб методом холодной деформации можно сформулировать следующие ключевые выводы.

Стандартная закалка стали обеспечивает высокие прочностные характеристики ($\sigma_b > 1700$ МПа, $\sigma_{0,2} > 1200$ МПа), что делает невозможной ее эффективную холодную прокатку на различном трубопрокатном оборудовании для получения тонкостенных труб с требуемыми точностью геометрических параметров и качеством поверхности из-за чрезмерного сопротивления деформации.

Основным методом снижения прочности при сохранении приемлемой пластичности и коррозионной стойкости является отпуск. Анализ структурно-фазовых превращений методом дифференциальной сканирующей калориметрии и кинетики изменения свойств выявил четкую зависимость механических характеристик и микроструктуры от температуры отпуска:

- низкотемпературный отпуск (200–400 °С) приводит к умеренному снижению прочности при сохранении мартенсито-аустенитной структуры;
- отпуск при температуре 500 °С вызывает дисперсионное твердение (выделение карбидов Cr_{23}C_6 и нитридов $(\text{Cr}, \text{V})\text{N}$), повышая предел текучести ($\sigma_{0,2} = 1550$ МПа) и сохраняя высокую прочность ($\sigma_b = 1990$ МПа);
- отпуск в ключевом интервале (600–700 °С) приводит к формированию высокоотпущенного мартенсита, значительному снижению прочности ($\sigma_b = 1320$ МПа, $\sigma_{0,2} = 990$ МПа при 600 °С) и сохранению достаточной пластичности ($\delta_5 \approx 19\%$).

Двухступенчатый отжиг, применяемый для снижения прочности в других сталях, оказался неприемлемым для стали 15X15H4АГМ-Ш, так как приводит к резкому охрупчиванию и снижению пластичности из-за интенсивного выделения избыточных фаз.

Проведено детальное исследование температурных интервалов отпуска 630–660 и 660–700 °С с различной продолжительностью выдержки. Выявлено, что обработка в температурном интервале 630–660 °С с выдержкой 4 ч обеспечивает наиболее благоприятное сочетание следующих процессов:

- значительное снижение твердости (до $\sim 350 \text{ HV}_1$);
- отсутствие полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ при последующем ускоренном охлаждении, вследствие чего не образуется мартенситная микроструктура;
- формирование микроструктуры, оптимальной для достижения высокого качества поверхности при холодной прокатке;
- достаточное снижение предела текучести (~ 990 МПа) для проведения деформации на промышленном оборудовании.

Список источников

1. Логинов Ю.Н., Шимов Г.В., Бушуева Н.И. К прогнозу развития мартенситного превращения при безоправочном волочении труб из аустенитной стали // Черные металлы. 2021. № 4. С. 25–31. DOI: 10.17580/chm.2021.04.05.
2. Фролов А.В., Кравченко А.С. Разработка технологии сварки тонкостенных труб пульсирующей дугой // Мат. II Междунар. науч.-практ. конф. молодых ученых «Наука, инновации и технологии: от идей к внедрению»: в 2 ч. Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре гос. ун-т, 2022. Ч. 2. С. 181–185.
3. Смертин С.А., Земцов М.И. Анализ возможности изготовления полуфабрикатов – тонкостенных труб, загнутых на требуемый угол // Сб. мат. Всерос. ежегод. науч.-практ. конф. «Общество, наука, инновации (НПК–2014)». Киров: Вятск. гос. ун-т, 2014. С. 1387–1391.
4. Жителев Д.А., Поздняков Т.Д., Сулегин Д.А., Наумов В.Н. Исследование экспериментального и численного поведения тонкостенных труб при квазистатическом режиме нагружения // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2022. № 4 (139). С. 85–96.

5. Приймак Е.Ю., Степанчукова А.В. Формирование структуры сталей для производства бурильных труб при сварке трением // XIII Междунар. науч.-техн. Уральская школа-семинар молодых ученых-металловедов. II Междунар. науч. школа для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов». Екатеринбург, 2012. С. 3–4.
6. Пугачева Т.М., Михеев Д.А. Материаловедческое исследование замковых соединений бурильных труб после наплавки с использованием различных флюсов // Вестник Белгородского государственного технологического университета им. В.Г. Шухова. 2018. № 6. С. 97–102.
7. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
8. Банных И.О., Ашмарин А.А., Бецофен С.Я. и др. Оптимизация химического состава и параметров термомеханической обработки трип сталей на основе новых методов рентгеновской тензометрии, текстурного и фазового анализов // Металлы. 2022. № 6. С. 66–72.
9. Удод К.А., Трофименко Н.Н., Романенко Д.Н., Севальнев Г.С. Перспективы развития конструкционных сталей, легированных алюминием // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 9–13. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-9-13.
10. Серебряков А.В. Исследования, разработка технологии и освоение производства прецизионных труб из коррозионностойкой стали: дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург: Урал. гос. техн. ун-т – УПИ, 2007. 160 с.
11. Атанасов В.Р., Панченко С.А. Развитие научных основ и технологических методов повышения коррозионной стойкости труб из дуплексных сталей // Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Сер.: Стародубовские чтения. 2015. № 80. С. 18–26.
12. Большаков В.И., Дергач Т.А., Сухомлин Г.Д., Панченко С.А. Применение зернограничного конструирования для повышения коррозионной стойкости труб из ферритно-аустенитных сталей // Коррозия: материалы, защита. 2014. № 7. С. 20–26.
13. Филистеев В.Г., Стеклова Е.О., Березовский А.В. Свариваемость дуплексных сталей для транспорта агрессивных сред, содержащих сероводород и двуокись углерода // Экспозиция Нефть Газ. 2023. № 2. С. 70–75.
14. Кондратенко Л.А., Терехов В.М., Миронова Л.И. Анализ некоторых проблем механического закрепления теплообменных биметаллических труб в энергетических установках // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2017. № 3. С. 83–88.
15. Никитин К.Н., Осадчий В.Я., Сафьянов А.В. и др. Разработка и освоение импортозамещающей технологии производства бесшовных биметаллических труб для атомной энергетики // Сталь. 2017. № 7. С. 44–50.
16. Комаров А.И., Никитин К.Н., Сафьянов А.В. и др. Совершенствование технологии производства бесшовных биметаллических труб для трубопроводов атомных энергетических установок // Черные металлы. 2017. № 9. С. 68–73.
17. Красных В.И., Жданова А.С., Гаранжа Т.В. Прецизионные сплавы с заданными свойствами упругости: необходимость новой жизни // Сталь. 2015. № 7. С. 60–66.
18. Король Р.М., Мироненко А.Ю., Мироненко М.А. Особенности технологии изготовления высококачественных прецизионных труб из зарубежного аналога молибденового сплава МЧВП // Metallurgical and Mining Industry. 2017. № 3. С. 43–47.
19. Kravchenko O.V. Особенности основных технологических и конструктивных параметров стационарной клетки стана ХПТР для прокатки прецизионных теплообменных труб // HERALD of the Donbass State Engineering Academy. 2019. № 2 (46). С. 64–67.
20. Ушаков А.С., Кондратов Л.А. О производстве стальных труб // Сталь. 2018. № 7. С. 33–43.
21. Севальнев Г.С., Климов В.С., Власов И.И., Мазалова Т.А. Исследование механических свойств синтезированных образцов из стали системы Fe–Cr–Ni–Co–Mo после различных видов обработки // Труды ВИАМ. 2025. № 6 (148). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-3-12.
22. Елисеев Э.А., Карпухин С.Д., Дружинина М.Э. Влияние никеля на структуру азотированного слоя низкоуглеродистых сталей мартенситного класса // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 1 (78). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.

23. Закалашный А.В., Денисова В.С., Власова О.В., Солнцев С.С. Технологические аспекты получения фритты жаростойкой эмали для защиты коррозионностойких сталей // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-43-49.
24. Алексеева М.С., Слободской П.А., Лукина Е.А., Якушева Н.А. Закономерности формирования структуры мартенситостареющей стали системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti в ходе термической обработки // Труды ВИАМ. 2024. № 2 (132). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.

References

1. Loginov Yu.N., Shimov G.V., Bushueva N.I. On the forecast of the development of martensitic transformation during mandrel-free drawing of pipes made of austenitic steel. *Chernye metally*, 2021, no. 4, pp. 25–31. DOI: 10.17580/chm.2021.04.05.
2. Frolov A.V., Kravchenko A.S. Development of a technology for welding thin-walled pipes with a pulsed arc. *Reports II Int. Sci. and Pract. Conf. of young scientists «Science, innovation and technology: from ideas to implementation»*: in 2 parts. Komsomolsk-on-Amur: Komsomolsk-on-Amur State Univ., 2022, part 2, pp. 181–185.
3. Smertin S.A., Zemtsov M.I. Analysis of the possibility of manufacturing semi-finished products – thin-walled pipes bent to the required angle. *Coll. of materials of the All-Rus. Annual Sci.-Pract. Conf. «Society, science, innovation (NPK-2014)»*. Kirov: Vyatka State Univ., 2014, pp. 1387–1391.
4. Zhitelev D.A., Pozdnyakov T.D., Sulegin D.A., Naumov V.N. Study of experimental and numerical behavior of thin-walled pipes under quasi-static loading mode. *Proceedings of NSTU named after R.E. Alekseev*, 2022, no. 4 (139), pp. 85–96.
5. Priymak E.Yu., Stepanchukova A.V. Formation of the structure of steels for the production of drill pipes by friction welding. *XIII Int. Sci.-Tech. Ural school-seminar of young scientists-metallologists. II Int. Sci. school for youth «Materials science and metalphysics of light alloys»*. Ekaterinburg, 2012, pp. 3–4.
6. Pugacheva T.M., Mikheev D.A. Materials science study of drill pipe lock joints after surfacing using various fluxes. *Bulletin of the Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov*, 2018, no. 6, pp. 97–102.
7. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
8. Bannykh I.O., Ashmarin A.A., Betzofen S.Ya. et al. Optimization of chemical composition and parameters of thermomechanical processing of TRIP steels based on new methods of X-ray tensometry, texture and phase analysis. *Metally*, 2022, no. 6, pp. 66–72.
9. Udod K.A., Trofimenko N.N., Romanenko D.N., Sevalnev G.S. Prospects for the development of constructional aluminium-doped steels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 9–13. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-9-13.
10. Serebryakov A.V. *Research, development of technology and mastering the production of precision pipes made of corrosion-resistant steel*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Ekaterinburg: Ural State Tech. Univ. - UPI, 2007, 160 p.
11. Atanasov V.R., Panchenko S.A. Development of scientific foundations and technological methods for increasing the corrosion resistance of pipes made of duplex steels. *Stroitelstvo. Materialovedenie. Mashinostroenie. Ser.: Starodubovskie chteniya*, 2015, no. 80, pp. 18–26.
12. Bolshakov V.I., Dergach T.A., Sukhomlin G.D., Panchenko S.A. Application of grain boundary design to increase the corrosion resistance of pipes made of ferritic-austenitic steels. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2014, no. 7, pp. 20–26.
13. Filisteev V.G., Steklova E.O., Berezovsky A.V. Weldability of Duplex Steels for Transporting Aggressive Environments Containing Hydrogen Sulfide and Carbon Dioxide. *Expositsiya Neft Gaz*, 2023, no. 2, pp. 70–75.
14. Kondratenko L.A., Terekhov V.M., Mironova L.I. Analysis of Some Problems of Mechanical Fastening of Bimetallic Heat Exchange Tubes in Power Plants. *Problemy mashinostroyeniya i avtomatizatsii*, 2017, no. 3, pp. 83–88.

15. Nikitin K.N., Osadchiy V.Ya., Safyanov A.V. et al. Development and mastering of import-substituting technology for the production of seamless bimetallic pipes for nuclear power engineering. *Stal*, 2017, no. 7, pp. 44–50.
16. Komarov A.I., Nikitin K.N., Safyanov A.V. et al. Improving the technology for the production of seamless bimetallic pipes for pipelines of nuclear power plants. *Chernye metally*, 2017, no. 9, pp. 68–73.
17. Krasnykh V.I., Zhdanova A.S., Garanzha T.V. Precision alloys with specified elastic properties: the need for a new life. *Stal*, 2015, no. 7, pp. 60–66.
18. Korol R.M., Mironenko A.Yu., Mironenko M.A. Features of the manufacturing technology of high-quality precision tubes from a foreign analogue of the molybdenum alloy MChVP. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*, 2017, no. 3, pp. 43–47.
19. Kravchenko O.V. Features of the main technological and design parameters of the stationary stand of the HPTR mill for rolling precision heat exchange tubes. *HERALD of the Donbass State Engineering Academy*, 2019, no. 2 (46), pp. 64–67.
20. Ushakov A.S., Kondratov L.A. On the production of steel pipes. *Stal*, 2018, no. 7, pp. 33–43.
21. Sevalnev G.S., Klimov V.S., Vlasov I.I., Mazalova T.A. Study of mechanical properties of Fe–Cr–Ni–Co–Mo steel 3D-printed samples after various types of processing. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 22, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-3-12.
22. Eliseev E.A., Karpukhin S.D., Druzhinina M.E. The effect of nickel on the structure of the nitrided layer of low-carbon martensitic steels. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
23. Zakalashnyy A.V., Denisova V.S., Vlasova O.V., Solntsev S.S. Technological aspects of obtaining frit of heat-resistant enamel for the protection of corrosion-resistant steels. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-43-49.
24. Alekseeva M.S., Slobodskoy P.A., Lukina E.A., Yakusheva N.A. Patterns of structure formation for open-hearth steel of the Fe–Cr–Ni–Mo–Ti system during heat treatment. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.

Информация об авторах

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

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

Рыжков Петр Валерьевич, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Вознесенская Наталья Михайловна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Petr V. Ryzhkov, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Natalya M. Voznesenskaya, Leading Researcher, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.07.2025.
The article was submitted 17.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 25.07.2025.

Научная статья

УДК 669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗАКАЛОЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В ЛИСТАХ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В-1341 СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

И. Бенариев¹, С.В. Сбитнева¹, Д.В. Зайцев¹, С.Ю. Шорстов¹

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

Аннотация. Работа посвящена исследованию закалочной чувствительности листов из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si. Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и дифференциальной сканирующей калориметрии с использованием термодинамического моделирования изучены особенности формирования выделений в сплаве при замедленном закалочном охлаждении (со скоростью меньше критической скорости закалки). Показано, что закалочные выделения образуются на поверхности дисперсоидов α -фазы $(Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2)$ в виде крупных стержневых выделений фаз β -типа, при этом в состав некоторых включений может входить медь.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Mg–Si, закалочная чувствительность, термодинамическое моделирование, закалочные выделения, дисперсоиды, распад твердого раствора, просвечивающая электронная микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия

Для цитирования: Бенариев И., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Шорстов С.Ю. Особенности формирования закалочных выделений в листах из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.

Scientific article

FEATURES OF QUENCH-INDUCED PRECIPITATION IN SHEETS OF V-1341 ALUMINUM ALLOY OF Al–Mg–Si SYSTEM

I. Benarieb¹, S.V. Sbitneva¹, D.V. Zaytsev¹, S.Yu. Shorstov¹

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 study focuses on the quench sensitivity of sheets made of V-1341 aluminum alloy of the Al–Mg–Si system. Using transmission electron microscopy, energy-dispersive X-ray spectroscopy, differential scanning calorimetry, and thermodynamic modeling, some features of precipitate formation during slow quenching (below the critical cooling rate) were examined. It has been determined that quench-induced precipitates form on the surface of α -phase dispersoids $(Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2)$ as coarse rod-like precipitates of β -type phases, with some inclusions potentially containing copper.

Keywords: Al–Mg–Si alloys, quench sensitivity, thermodynamic modeling, quench-induced precipitation, dispersoids, solid solution decomposition, transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry

For citation: Benarieb I., Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Shorstov S.Yu. Features of quench-induced precipitation in sheets of V-1341 aluminum alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.

Введение

Важной задачей современного материаловедения является совершенствование деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) (серия 6XXX) и технологии их термической обработки. В России перспективным материалом для применения в авиастроении и наземном транспорте является высокотехнологичный сплав В-1341 системы Al–Mg–Si (тип АВ). В настоящее время закалочная чувствительность (зависимость структуры и свойств сплава после старения от скорости предшествующего закалочного охлаждения) для сплава В-1341 исследована недостаточно, что ограничивает технологические возможности для обоснованного выбора режимов закалочного охлаждения изделий из данного сплава с целью снижения их коробления и остаточных напряжений [1–8].

В работе [8] приведен обзор научно-технической литературы в области закалочной чувствительности сплавов серии 6XXX. Замедленная скорость закалочного охлаждения (меньше критической скорости) может приводить к значительному распаду пересыщенного твердого раствора (ПТР) в высокотемпературной области (250–450 °С) с образованием нежелательных крупных выделений фаз β -типа (на основе соединения Mg_2Si) на границах зерен и дисперсоидах, что сокращает долю упрочняющих наночастиц β'' -фазы при последующем старении и приводит к формированию нежелательных зон, свободных от выделений (рис. 1).

При распаде ПТР сплавов серии 6XXX образуются различные метастабильные (промежуточные) фазы β -типа, которые отличаются по составу, кристаллической решетке и морфологии выделений (табл. 1). Согласно современным представлениям, распад ПТР при старении закаленного сплава системы Al–Mg–Si (с малым содержанием Cu) в области температур <250 °С в изотермических условиях происходит в следующей последовательности: ПТР → кластеры Mg, Si → кластеры Mg + Si → зоны Гинье–Престона → β'' → β' , U1, U2, V' → β , Si. При повышенных температурах (>200 °С) выделения могут начинаться с образования метастабильных фаз β -типа, практически миновав стадии формирования зон Гинье–Престона и других промежуточных фаз. В области высоких температур (>450 °С) может сразу образоваться стабильная β -фаза. Следует отметить, что небольшое количество Cu (<0,2 %) в сплаве может привести к образованию медьсодержащих фаз, в первую очередь Q-типа ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), при определенных режимах искусственного старения [6, 9–28].

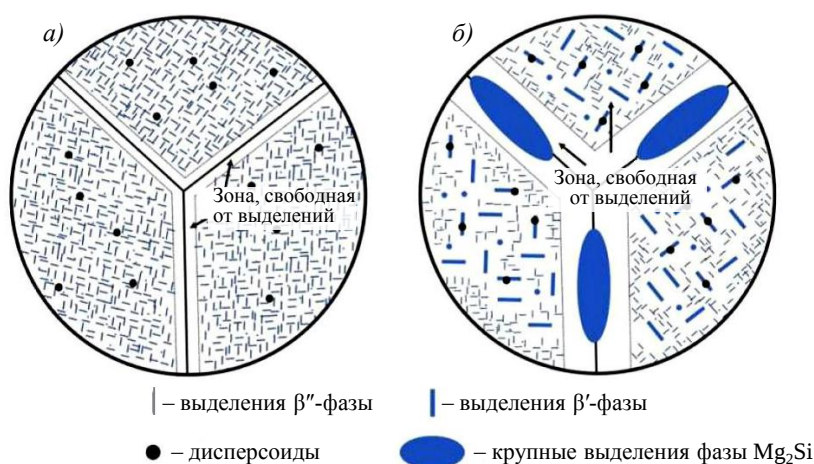


Рис. 1. Схематическое изображение типичной микроструктуры закаленного и искусственно состаренного сплава системы Al–Mg–Si, иллюстрирующее характер выделений в зависимости от условий закалочного охлаждения: а – в воде; б – на воздухе [8, 19]

Таблица 1

Основные фазы β -типа в сплавах системы Al–Mg–Si [6, 9–28]

Фаза	Стехиометрия	Содержание Mg/Si (в фазе), % (атомн.)	Кристаллическая структура (группа)	Параметры решетки				Морфология частиц
				<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	Угол, градус	
				нм				
β''	Mg ₅ Si ₆	0,8–1,2	Моноклинная (C2/m)	1,516	0,405	0,674	105,3 (β)	Иглы
β'	Mg ₉ Si ₅	1,7–1,8	Гексагональная (P6 ₃ /m)	0,715		0,405	120 (γ)	Стержни (иглы)
U1 (A)	Al ₂ MgSi ₂	0,5	Тетрагональная (P3m1)	0,405		0,674	120 (γ)	Иглы
U2 (B)	AlMgSi	1,0	Орторомбическая (Pnma)	0,675	0,405	0,794	–	Стержни
B' (C)	Al ₃ Mg ₉ Si ₇	1,1–1,3	Гексагональная	1,04	–	0,405	120 (γ)	Рейки
β	Mg ₂ Si	2,0	Кубическая (Fm3m)	0,635			–	Пластины

Кристаллическая структура фаз β -типа в сплавах системы Al–Mg–Si, в том числе перспективного сплава В-1341, требует дальнейшего изучения, несмотря на большое количество работ, посвященных этому вопросу. Недостаточно исследованы особенности распада ПТР (морфология, элементный состав и механизм образования фаз) для высокотемпературной области (250–500 °С), в которой образуются закалочные выделения. Сложность понимания фазового состава данных сплавов связана с тем, что условия образования фаз зависят от ряда факторов: химический состав сплава (в частности, содержание Mg, Si, Cu и их соотношение), режим термообработки и структура материала, сформированная в процессе изготовления. Кроме того, современные исследования показывают, что в процессе старения выделения, образующиеся при распаде ПТР, могут одновременно включать фрагменты разных метастабильных фаз, что связано со сложными диффузионными превращениями, проходящими при взаимодействии компонентов на атомарном уровне [9–28].

Решение данной проблемы имеет большую практическую значимость, так как позволит определить наследственное влияние замедленного закалочного охлаждения на кинетику последующего старения, эффект дисперсионного упрочнения сплава и, соответственно, результирующий комплекс служебных характеристик материала.

Цель работы – исследование особенностей формирования закалочных выделений в листах из сплава В-1341 системы Al–Mg–Si. Работа является продолжением ранее проведенных исследований закалочной чувствительности сплава В-1341 [29, 30].

Материалы и методы

Объектом исследования служили промышленные холоднокатаные листы из сплава В-1341, из которых изготовлены экспериментальные образцы, подвергнутые термической обработке на состояние Т (закалка + естественное старение) или Т1 (закалка + искусственное старение).

Исследование проводили с помощью термодинамического моделирования фазового состава методом CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams), методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Распределение образцов по методам исследования представлено в табл. 2.

Термическую обработку экспериментальных образцов размером 150×30 мм проводили в лабораторных условиях. Обработку на твердый раствор (ОТР) осуществляли при температуре 530 °С с выдержкой в течение 10–15 мин, после которой следовала непрерывная закалка с разными скоростями охлаждения ($V_{\text{охл}}$): 1900 °С/с (в холодной

воде), 10 °C/c (на воздухе), 1 °C/c (на воздухе, при этом образцы были завернуты в асбест). Скорость охлаждения определяли по термопаре типа ХА, установленной на поверхности образцов, с применением записывающего устройства. Данные условия закалочного охлаждения выбраны для достижения разной степени распада ПТР в соответствии с критической скоростью закалки сплава В-1341 ($V_{кр} \approx 10\text{--}15$ °C/c). После закалки одну часть образцов подвергали естественному старению (состояние Т), а вторую – искусственному старению при температуре 170 °C в течение 14 ч (состояние Т1).

Таблица 2

Распределение образцов по исследованиям

Условный номер образца	Закалочное охлаждение	Скорость закалочного охлаждения, °C/c	Состояние	Метод исследований
1	В лабораторных условиях	1900	Т1	ПЭМ
2		10		ПЭМ
3		1		ПЭМ
4		1900	Т	ДСК (нагрев)
5		10		ДСК (нагрев)
6	В процессе ДСК	0,5	Т	ДСК (охлаждение)
7		0,3		ДСК (охлаждение), затем ПЭМ
8		0,2		ДСК (охлаждение)
9		0,1		ДСК (охлаждение, нагрев)

Примечание. ДСК – дифференциальная сканирующая калориметрия, ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия.

Термический анализ методом ДСК выполнен на высокотемпературном калориметре путем нагрева системы со скоростью 20 °C/мин до температуры 530 °C, затем следовали выдержка в течение 15 мин и охлаждение с заданной скоростью с учетом технических ограничений прибора. Результаты измерений регистрировали с помощью компьютера и представляли в виде ДСК-кривых, отражающих температурную зависимость теплового потока исследуемого образца. Пики на ДСК-кривой показывают, что в материале происходят тепловые эффекты, свидетельствующие о фазовых превращениях: экзотермический тепловой эффект соответствует объединению атомов вещества (выделению); эндотермический – их разъединению (растворению).

Структуру сплава методом ПЭМ изучали на предварительно подготовленной фольге с применением электронных микроскопов при ускоряющем напряжении 200 кВ. Элементный состав структурных составляющих определяли методом РСМА с применением энергодисперсионного спектрометра для ПЭМ. Для получения фольги сначала из исходных заготовок на электроэрозионном станке вырезали образцы в виде дисков диаметром 3 мм и толщиной 0,5–0,7 мм. Затем диски подвергали механической шлифовке до толщины ~0,1 мм, после чего полученную фольгу утоняли с помощью струйной электролитической полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до –40 °C, до появления отверстия в центре. С целью анализа характера и морфологии выделений применяли светлопольные и темнопольные методики ПЭМ. Для получения изображений и анализа характера выделений частиц фаз β -типа съемку проводили в оси зоны <100>, которая является наиболее информативной при изучении фазового состава сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu).

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

Результаты и обсуждение

Термодинамическое моделирование

Равновесный фазовый состав сплава В-1341 исследован в диапазоне температур от 100 до 700 °С с помощью термодинамического моделирования в специализированном программном обеспечении методом CALPHAD. Согласно результатам расчета (рис. 2), в области температур кристаллизации и гомогенизации слитков (560 °С), а также при температуре ОТР (530 °С) в сплаве присутствуют следующие фазы: алюминиевый твердый раствор (Al), AlCaSi_2 , $\text{Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ (α -фаза). При этом в области температур закалочного охлаждения с 530 до 100 °С количество этих фаз практически не изменяется. Начиная с температуры 519 °С (температура сольвус) образуется фаза Mg_2Si (β), количество которой увеличивается со снижением температуры вплоть до 100 °С и достигает 1,22 % (мольн.).

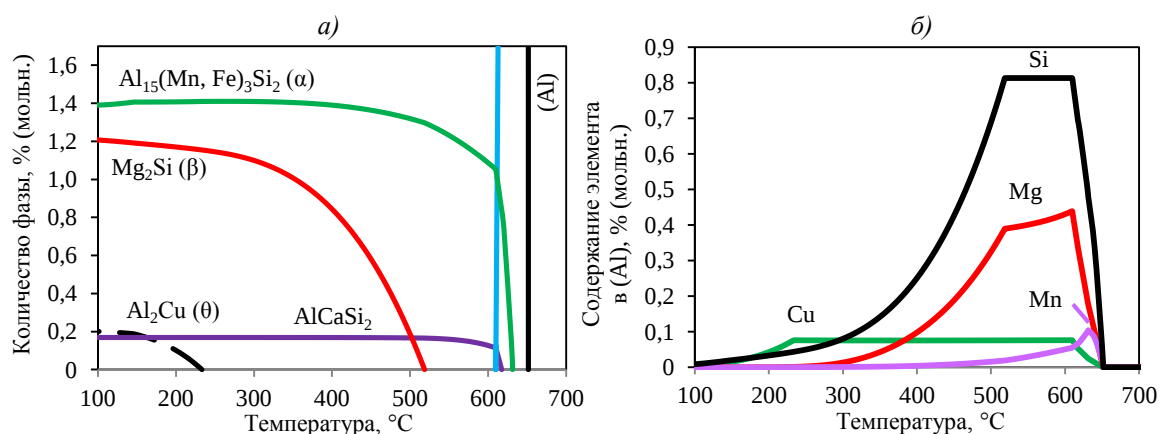


Рис. 2. Расчетный равновесный фазовый состав (а) и содержание элементов в твердом растворе (Al) (б) для исследуемого сплава В-1341 в диапазоне температур от 100 до 700 °С

При выбранной температуре ОТР (530 °С) основные легирующие элементы (Mg, Si), образующие β -фазу при температуре <519 °С, а также Cu должны полностью растворяться в твердом растворе (Al). Содержание элементов в (Al) составляет, % (мольн.): 0,75 – Mg, 0,39 – Si, 0,07 – Cu. При нагреве до температуры ОТР происходит незначительное (до 0,02 % (мольн.)) растворение Mn в (Al). При температуре меньше температуры сольвус (519 °С) твердый раствор обедняется в первую очередь Mg и Si, затем при <233 °С – Cu.

Следует отметить, что основное количество α -фазы в сплаве (1,08 % (мольн.)) образуется при температурах кристаллизации. По мере уменьшения температуры менее температуры солидус (615 °С) количество α -фазы постепенно увеличивается с 1,08 до 1,38 % (мольн.). Следовательно, количество вторичной α -фазы (в виде дисперсоидов), которая формируется при технологических нагревах (гомогенизации, горячей прокатке), теоретически в равновесных условиях невелико и должно составлять 0,30 % (мольн.).

Кроме того, моделирование показало возможное присутствие θ -фазы (Al_2Cu) при температурах <233 °С в незначительном количестве (~0,2 % (мольн.)) по сравнению с β -фазой (~1,2 % (мольн.)). Однако, учитывая относительно низкую диффузионную подвижность атомов Cu в алюминии по сравнению с Mg и Si, медьсодержащая θ -фаза при замедленном закалочном охлаждении и в процессе искусственного старения должна выделяться позже, чем β -фаза, при более равновесных условиях.

Просвечивающая электронная микроскопия

На рис. 3 приведены изображения структуры сплава В-1341-Т1 после непрерывной закалки с разными скоростями охлаждения, полученные с применением стандартных светлопольных и темнопольных методик ПЭМ.

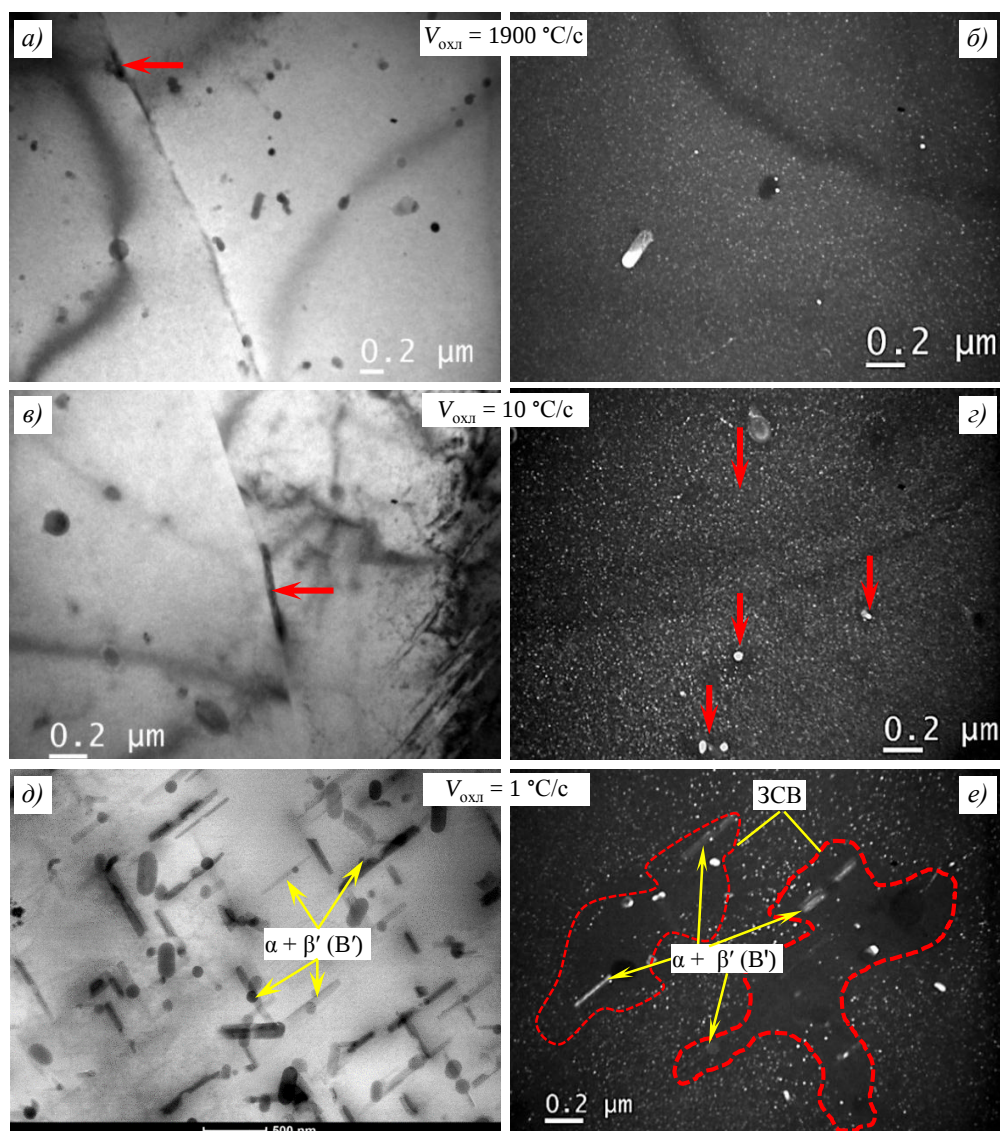


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры сплава В-1341-Т1 (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$) в зависимости от скорости закалочного охлаждения $V_{\text{охл}}$ (стрелками указаны места с выделениями): а, в, д – светлое поле; б, г, е – темное поле. ЗСВ – зоны, свободные от упрочняющих выделений

Структура всех образцов является рекристаллизованной. В твердом растворе присутствуют включения дисперсоидов округлой формы (размером до 300 нм), которые, по данным РСМА, содержат преимущественно Mn и Si, а также Fe в меньшем количестве и Cr в небольшом количестве. Это свидетельствует о принадлежности дисперсоидов к α -фазе ($\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$), наличие которой прогнозируется при моделировании (рис. 2). Вдоль границ зерен в некоторых участках могут присутствовать единичные выделения длиной до 500 нм (рис. 3, а, в). Кроме того, в алюминиевой матрице по всему объему образца выявлены однородно распределенные мелкодисперсные частицы игольчатой формы, расположенные в плоскости снимка или перпендикулярно

ей (в «торец») вдоль взаимно перпендикулярных направлений $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ (рис. 3, б, г, е). Данные частицы принадлежат метастабильной β'' -фазе, которая образовалась при низкотемпературном распаде ПТР в процессе искусственного старения.

Структуры сплава после замедленного закалочного охлаждения на воздухе ($V_{\text{охл}} = 10^\circ\text{C/c}$) и в воде ($V_{\text{охл}} = 1900^\circ\text{C/c}$) аналогичны (рис. 3, а–г), однако можно отметить два отличия. Во-первых, в образце после закалки на воздухе в некоторых местах на дисперсоидах появляются мелкие закалочные выделения, а вокруг образуются небольшие зоны, свободные от упрочняющих выделений. Во-вторых, в этом образце наблюдается повышенная плотность распределения упрочняющих выделений β'' -фазы. Можно предположить, что это связано с частичным низкотемпературным распадом ПТР ($<250^\circ\text{C}$) в процессе замедленного закалочного охлаждения на воздухе, в результате чего образуются мелкие выделения с высокой плотностью распределения (кластеры, зоны Гинье–Престона или зародыши β'' -фазы), которые затем вырастают при искусственном старении.

Закалка с низкой скоростью закалочного охлаждения ($0,3$ или 1°C/c) приводит к значительному распаду ПТР с образованием крупных закалочных выделений (рис. 3, д, е), содержащих Mg и Si, а также Cu в малом количестве в некоторых частицах (рис. 4). Вероятно, крупные темные выделения длиной ~ 500 нм с соотношением Mg/Si, равным 2, принадлежат равновесной β -фазе (Mg_2Si), а темно-серые выделения длиной до 300 нм с соотношением Mg/Si до 1,8 – метастабильным β' -фазе (Mg_9Si_5) или B' -фазе ($\text{Al}_3\text{Mg}_9\text{Si}_7$), что согласуется с результатами моделирования (рис. 2) и данными научно-технической литературы.

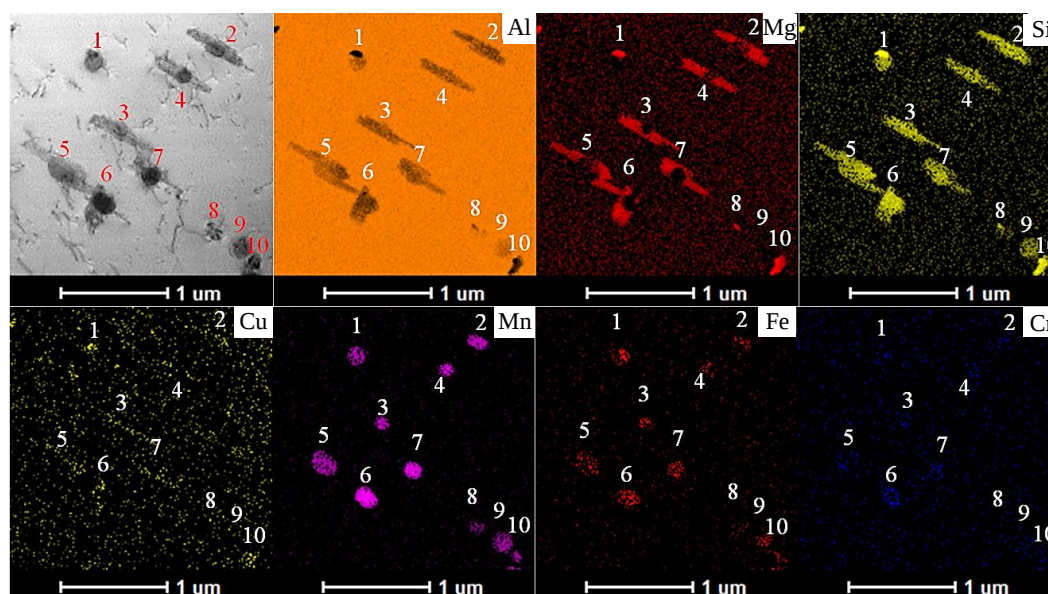


Рис. 4. Карта распределения элементов в структуре сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью $0,3^\circ\text{C/c}$, иллюстрирующая состав выделений (1–10)

Закалочные выделения β' (B')-фазы зарождаются в первую очередь на поверхности дисперсоидов α -фазы, затем по мере роста коагулируют в отдельные более крупные конгломераты. Как правило, данные выделения имеют форму продолговатых стержней, расположенных симметрично на дисперсоидах и ориентированных преимущественно в направлении $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$, вдоль которого происходит их рост. Это приводит к обеднению прилегающих участков ПТР и затем к образованию зон, свободных от выделений, образующихся при старении. Наблюдаются увеличение размеров упрочняющих частиц и снижение плотности их выделения по сравнению с образцом, закаленным в воде или на воздухе.

Для образца из сплава В-1341-Т после закалочного охлаждения с низкой скоростью ($V_{\text{охл}} = 0,3 \text{ } ^\circ\text{C/c}$) из характерной дифракционной картины на электронограмме (рис. 5) следует, что обнаруженные закалочные выделения на дисперсоидах соответствуют метастабильным фазам β -типа (вероятно, β' - или B' -фазе).

Однако по рефлексам, наблюдаемым на рис. 5, б, однозначная идентификация принадлежности выделений к конкретной фазе затруднена. Это связано с тем, что рефлексы метастабильных β' - и B' - фаз могут иметь близкие положения, особенно в области малых углов отклонения. Перекрытие рефлексов от разных фаз также может быть связано с наложением вкладов множества частиц. Наличие пересекающихся или совпадающих рефлексов существенно осложняет корректную расшифровку фазы на основе одной только электронной дифракции и требует привлечения дополнительных методов анализа, например ПЭМ высокого разрешения и Фурье-преобразования, которые являются эффективными инструментами для достижения этой цели [31, 32].

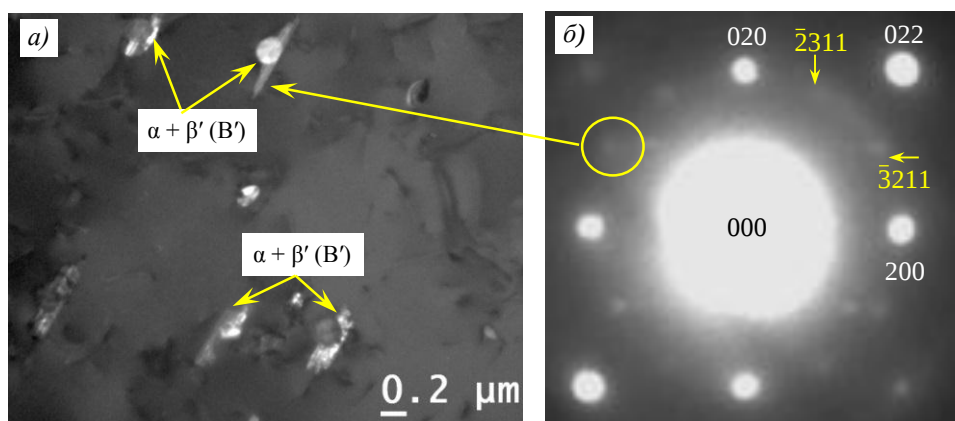


Рис. 5. Темнопольное изображение структуры сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью $0,3 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ (а) и соответствующая электронограмма (б) (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$)

В структуре сплава В-1341 после замедленного закалочного охлаждения ($V_{\text{охл}} \leq 1 \text{ } ^\circ\text{C/c}$) значительного количества закалочных выделений на границах зерен не выявлено (рис. 6, а). На некоторых участках на границе зерна присутствуют крупные включения размером $\sim 200 \times 1000 \text{ нм}$, форма которых характерна для равновесной β -фазы (рис. 6, б, в). Включения β -фазы единичны и встречаются в объеме или на границах зерен, а выделения β' (B')-фаз присутствуют в основном на дисперсоидах.

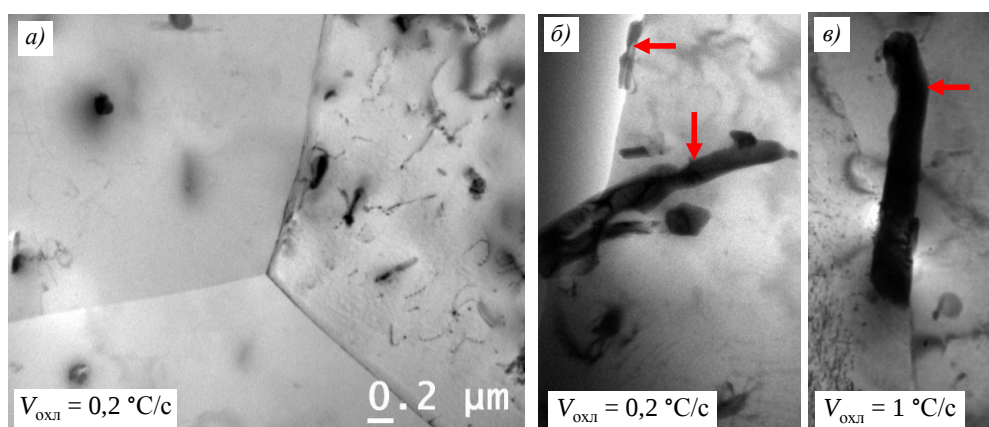


Рис. 6. Характер закалочных выделений по границам зерен в структуре сплава В-1341 после замедленного закалочного охлаждения (ось зоны $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$): а – тройной стык (выделения отсутствуют); б, в – выделения β -фазы

Термический анализ

На рис. 7, а приведены ДСК-кривые при нагреве образцов из сплава В-1341, закаленных с разными скоростями. В закаленных сплавах при нагреве (кривые 2 и 3) происходит экзотермическая реакция в температурном диапазоне от 200 до 350 °С (температура пика 280–290 °С), свидетельствующая о выделении метастабильных β'' - и β' (В')-фаз. Таким образом, это подтверждает способность сплава закаливаться на воздухе, что согласуется с результатами ПЭМ (рис. 3, з). Кроме того, наблюдаются тепловые эффекты в температурном диапазоне от 450 до 550 °С, которые предположительно можно разделить на две реакции: экзотермический (450–510 °С) и эндотермический пики (510–550 °С), соответствующие сначала выделению, а затем растворению равновесной β -фазы.

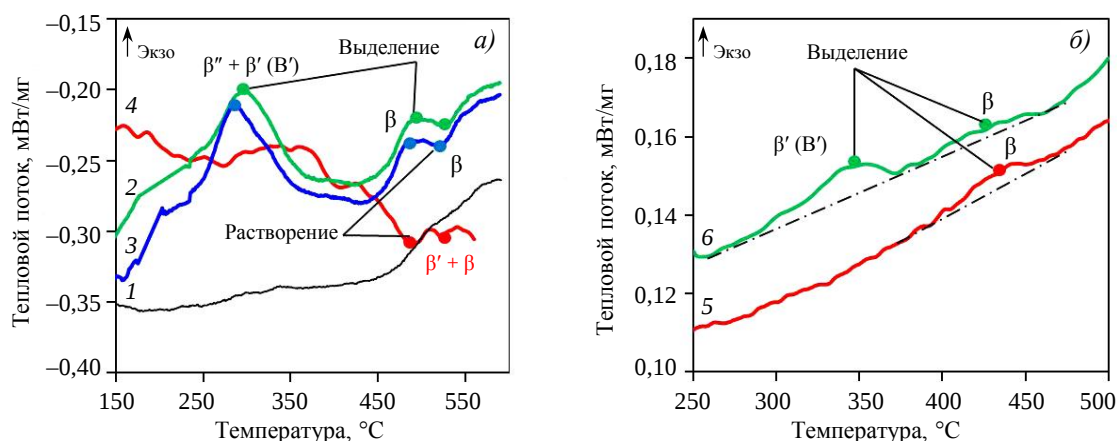


Рис. 7. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии листов из сплава В-1341, полученные при нагреве (а) и охлаждении с температуры 530 °С (б) со скоростью 1900 (2), 10 (3), 0,1 (4, 5) и 0,2 °С/с (6). 1 – исходное (полунагартованное) состояние Н2; 2–4 – состояние Т

Для определения температурного интервала образования закалочных выделений, обнаруженных методом ПЭМ, провели ДСК-анализ, который заключался в нагреве сплава до температуры 530 °С, выдержке и последующем замедленном закалочном охлаждении ($V_{\text{охл}} < V_{\text{кр}}$) (рис. 7, б). На ДСК-кривых при охлаждении установлены два экзотермических пика, соответствующих высоко- и низкотемпературной реакциям. На основе результатов моделирования и ПЭМ можно заключить, что эти реакции соответствуют выделению фаз β -типа. По-видимому, высокотемпературная реакция соответствует образованию стабильной β -фазы, а низкотемпературная – метастабильной β' (В')-фазы, что согласуется с моделированием (рис. 2), результатами ПЭМ и данными научно-технической литературы [8]. При меньших скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} < 0,1$ °С/с) доминирует высокотемпературная реакция выделения β -фазы в температурном диапазоне от ~450 до 375 °С. При более высоких скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} > 0,1$ °С/с) выделение стабильной β -фазы подавляется и происходит преимущественное образование метастабильной β' (В')-фазы в температурном диапазоне от 375 до ~300 °С. При этом по расположению пиков выделений видно, что наиболее интенсивный распад наблюдается при температурах от 365 до 340 °С.

Последствия частичного распада ПТР при замедленном закалочном охлаждении можно проследить на ДСК-кривых при нагреве закаленного сплава. На ДСК-кривой 4 (рис. 7, а) видно, что при нагреве образца, которому предшествовало закалочное охлаждение с температуры 530 °С со скоростью 0,1 °С/с, выделение метастабильных

(упрочняющих) β'' - и β' -фаз явно не выражено, по сравнению с ДСК-кривыми 2 и 3. При этом на ДСК-кривой 4 наблюдается большой тепловой эффект от эндотермической реакции. Таким образом, из этого следует, что в данном образце имеется большее количество закалочных выделений фаз β -типа, сформированных при предшествующем охлаждении.

Заключения

Моделирование равновесного фазового состава исследуемого сплава В-1341 показало, что в области температур закалочного охлаждения (с 530 до 290 °С) наиболее вероятно выделение фаз β -типа (на основе соединения Mg_2Si). Расчет также показал, что сплав в большом количестве содержит фазу $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ (α).

Методами ПЭМ и РСМА показано, что распад ПТР при замедленном закалочном охлаждении ($V_{охл} < V_{кр}$) сплава В-1341 реализуется по гетерогенному механизму преимущественно на поверхности дисперсоидов α -фазы в виде крупных стержневых выделений, содержащих Mg и Si с разным соотношением, что соответствует β' (Mg_9Si_5)- или B' ($Al_3Mg_9Si_7$)-фазам. При этом в состав некоторых частиц может входить медь. Таким образом, подтверждено, что дисперсоиды, содержащие Mn и Fe, в сплавах системы Al–Mg–Si провоцируют распад твердого раствора при замедленном закалочном охлаждении, значительно повышая закалочную чувствительность сплава.

Рост закалочных выделений происходит в твердом растворе преимущественно в направлениях $\{100\}$ и приводит к их срастанию в более крупные образования, а также к обеднению твердого раствора, что обуславливает при последующем старении уменьшение доли и плотности образования упрочняющих частиц β'' -фазы, увеличение их размеров и неоднородность распределения в матрице.

Методом ДСК выявлено, что интенсивный распад ПТР сплава В-1341 реализуется в температурном интервале от 450 до 300 °С. При скоростях закалочного охлаждения $<0,1$ °С/с наблюдается преимущественное выделение стабильной β -фазы в интервале температур от ~450 до 375 °С, а при скоростях охлаждения $>0,3$ °С/с – метастабильной β' (B')-фазы в интервале от 375 до 300 °С. Наименьшая устойчивость твердого раствора сплава наблюдается при температурах 340–365 °С.

В будущих работах планируется более подробно изучить кристаллическую структуру обнаруженных закалочных выделений методом ПЭМ высокого разрешения с применением Фурье-преобразования.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8. «Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [33, 34].

Список источников

1. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов / под ред. Е.Н. Каблова. М.: АПРАЛ, 2020. 551 с.
2. Остерманн Ф. Технология применения алюминия. М.: АПРАЛ, 2019. 872 с.
3. Lumley R. Fundamentals of aluminium metallurgy: recent advances. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018. 578 p.
4. Бенариев И., Бер Л.Б., Антипов К.В., Сбитнева С.В. Тенденции развития деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu). Часть 1 (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 14–22. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
5. Овчинников В.В. Перспективы развития высокотехнологичных деформируемых алюминиевых сплавов для сварных конструкций. Часть 2 // Машиностроение и инженерное образование. 2017. № 3. С. 22–39.

6. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. № 9. С. 40–45.
7. Нефедова Ю.Н., Шляпникова Т.А., Иванов А.Л., Сидельников В.В. Методы снижения остаточных напряжений при закалке высокопрочных алюминиевых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2023. № 7 (125). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
8. Бенариев И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Шорстов С.Ю., Шумейко Р.М. Закалочная чувствительность деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2025. № 2 (144). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.
9. Marioara C.D., Nordmark H., Andersen S.J., Holmestad R. Post- β'' phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys // *Journal of Materials Science*. 2006. Vol. 41. P. 471–478.
10. Marioara C.D., Andersen S., Hell C. et al. Atomic structure of clusters and GP-zones in an Al–Mg–Si alloy // *Acta Materialia*. 2024. Vol. 269. P. 119811.
11. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J. et al. The crystal structure of the β'' phase in Al–Mg–Si alloys // *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. P. 3283–3298.
12. Christiansen E., Marioara C., Holmedal B. et al. Nano-scale characterisation of sheared β'' precipitates in a deformed Al–Mg–Si alloy // *Scientific Reports*. 2019. Vol. 9. No. 1. P. 17446.
13. Sunde J.K., Marioara C.D., van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The evolution of precipitate crystal structures in an Al–Mg–Si–(Cu) alloy studied by a combined HAADF-STEM and SPED approach // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 142. P. 458–469.
14. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S. et al. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements // *Advanced Engineering Materials*. 2018. Vol. 20. No. 7. P. 1800125.
15. Li K., Song M., Du Y., Fang X. Effect of minor Cu addition on the precipitation sequence of an as-cast Al–Mg–Si 6005 alloy // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2012. Vol. 57. No. 2. P. 458–466.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β -Mg₂Si precipitation in Al–Mg–Si alloys // *Materials Transactions*. 2001. Vol. 42. No. 12. P. 2576–2583.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating // *Materials Transactions*. 2002. Vol. 43. No. 2. P. 246–255.
18. Garric V., Colas K., Donnadieu P. et al. Correlation between quenching rate, mechanical properties and microstructure in thick sections of AlMgSi (Cu) alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 753. P. 253–261.
19. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 947. P. 169559.
20. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 826. P. 154144.
21. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys // *Materials Transactions*. 2011. Vol. 52. No. 5. P. 914–919.
22. Strobel K. Quench Sensitivity in 6xxx Series Aluminium Alloys: A Thesis Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy. Clayton: Monash University, 2013. 223 p.
23. Gao C., Liu X., Zhao D. et al. Recent Progress in Testing and Characterization of Hardenability of Aluminum Alloys: A Review // *Materials*. 2023. Vol. 16. P. 4736.
24. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 24. P. 6753–6761.
25. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers // *Vacuum*. 2023. Vol. 215. P. 112303.

26. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 730. P. 317–327.
27. Yang Z., Mallow S., Banhart J., Kessler O. Probing precipitation in aluminium alloys during linear cooling via in-situ differential scanning calorimetry and electrical resistivity measurement // *Thermochimica Acta*. 2024. Vol. 739. P. 179815.
28. Milkereit B., Starink M.J. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: a model for linear cooling and strengthening // *Materials & Design*. 2015. Vol. 76. P. 117–129.
29. Бенариеб И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора при закалочном охлаждении листов из алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // *Физика металлов и металловедение*. 2023. Т. 124. № 9. С. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
30. Пучков Ю.А., Полянский В.М., Седова Л.А. Исследование влияния режимов изотермической закалки на структуру и свойства алюминиевого сплава В-1341Т // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. № 2. С. 13–19.
31. Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Бенариеб И. Особенности структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2024. № 9 (139). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
32. Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Исследование механизмов упрочнения в сплаве системы Al–Mg–Si–Cu в процессе низкотемпературной термомеханической обработки // *Труды ВИАМ*. 2021. № 12 (106). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
33. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
34. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Heat treatment of deformable aluminum alloys*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: APRAL, 2020, 551 p.
2. Ostermann F. *Technology of aluminum application*. Moscow: APRAL, 2019, 872 p.
3. Lumley R. *Fundamentals of aluminium metallurgy: recent advances*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018, 578 p.
4. Benarieb I., Ber L.B., Antipov K.V., Sbitneva S.V. Trends in development of wrought alloys of Al–Mg–Si–(Cu) system. Part 1 (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 14–22. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
5. Ovchinnikov V.V. Prospects for the Development of High-Tech Deformable Aluminum Alloys for Welded Structures. Part 2. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovaniy*, 2017, no. 3, pp. 22–39.
6. Kolobnev N.I., Ber L.B., Khokhlatova L.B., Ryabov D.K. Structure, Properties, and Application of Al–Mg–Si–(Cu) System Alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2011, no. 9, pp. 40–45.
7. Nefedova Yu.N., Shlyapnikova T.A., Ivanov A.L., Sedelnikov V.V. Methods for reducing residual stresses during hardening of high-strength aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-23-33.
8. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Shorstov S.Yu., Shumeyko R.M. Quench sensitivity of wrought heat-treatable aluminum alloys of the Al–Mg–Si system (review). *Trudy VIAM*, 2025, no. 2 (144), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.
9. Marioara C.D., Nordmark H., Andersen S.J., Holmestad R. Post- β'' phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, pp. 471–478.

10. Marioara C.D., Andersen S., Hell C. et al. Atomic structure of clusters and GP-zones in an Al–Mg–Si alloy. *Acta Materialia*, 2024, vol. 269, p. 119811.
11. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J. et al. The crystal structure of the β'' phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, pp. 3283–3298.
12. Christiansen E., Marioara C., Holmedal B. et al. Nano-scale characterisation of sheared β'' precipitates in a deformed Al–Mg–Si alloy. *Scientific Reports*, 2019, vol. 9, no. 1, art. 17446.
13. Sunde J.K., Marioara C.D., van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The evolution of precipitate crystal structures in an Al–Mg–Si(–Cu) alloy studied by a combined HAADF-STEM and SPED approach. *Materials Characterization*, 2018, vol. 142, pp. 458–469.
14. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S. et al. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 7, p. 1800125.
15. Li K., Song M., Du Y., Fang X. Effect of minor Cu addition on the precipitation sequence of an as-cast Al–Mg–Si 6005 alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 57, no. 2, pp. 458–466.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β -Mg₂Si precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 12, pp. 2576–2583.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, no. 2, pp. 246–255.
18. Garric V., Colas K., Donnadiou P. et al. Correlation between quenching rate, mechanical properties and microstructure in thick sections of AlMgSi (Cu) alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 753, pp. 253–261.
19. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 947, p. 169559.
20. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, p. 154144.
21. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys. *Materials Transactions*, 2011, vol. 52, no. 5, pp. 914–919.
22. Strobel K. *Quench Sensitivity in 6xxx Series Aluminium Alloys: A Thesis Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy*. Clayton: Monash University, 2013, 223 p.
23. Gao C., Liu X., Zhao D. et al. Recent Progress in Testing and Characterization of Hardenability of Aluminum Alloys: A Review. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 4736.
24. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 6753–6761.
25. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers. *Vacuum*, 2023, vol. 215, pp. 112303.
26. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 730, pp. 317–327.
27. Yang Z., Mallow S., Banhart J., Kessler O. Probing precipitation in aluminium alloys during linear cooling via in-situ differential scanning calorimetry and electrical resistivity measurement. *Thermochimica Acta*, 2024, vol. 739, p. 179815.
28. Milkereit B., Starink M.J. Quench sensitivity of Al–Mg–Si alloys: a model for linear cooling and strengthening. *Materials & Design*, 2015, vol. 76, pp. 117–129.
29. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Zaitsev D.V. Study of the decomposition of a supersaturated solid solution during quench cooling of sheets of aluminum alloy of the Al–Mg–Si system. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 9, pp. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
30. Puchkov Yu.A., Polyansky V.M., Sedova L.A. Study of the influence of isothermal quenching modes on the structure and properties of aluminum alloy B-1341T. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2019, no. 2, pp. 13–19.

31. Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Benarieb I. Features of the structure of age-hardenable aluminum alloy AlSi10MgCu produced by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 12, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
32. Sbitneva S.V., Lukina E.A., Zaytsev D.V. Investigation of the features of the decomposition of a solid solution during aging of alloys of the Al–Mg–Si–Cu system. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 18, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
33. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
34. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

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

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

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

Шорстов Сергей Юрьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Sergey Yu. Shorstov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.06.2025.
The article was submitted 05.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 27.06.2025.

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-67-75

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23M

А.А. Ширяев¹, В.А. Крохина¹, С.В. Путырский¹, А.Ю. Анисимова¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований структуры и физико-механических свойств штамповок из титанового ($\alpha + \beta$)-сплава VT23M после термической обработки. Обоснован выбор типа термической обработки (двойной отжиг) и исследовано влияние технологических параметров на особенности микроструктуры, уровень прочностных и пластических характеристик, а также ударной вязкости. По результатам анализа выбраны температуры первой и второй ступеней двойного отжига штамповок из сплава VT23M, обеспечивающие сбалансированный комплекс механических свойств и благоприятную микроструктуру.

Ключевые слова: титановые сплавы, сплав VT23M, штамповки, термическая обработка, микроструктура, механические свойства

Для цитирования: Ширяев А.А., Крохина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Влияние параметров режима термической обработки на механические свойства и структуру полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава VT23M // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-67-75.

Scientific article

THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT PARAMETERS ON MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF SEMI-FINISHED PRODUCTS MADE OF HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOY VT23M

A.A. Shiryayev¹, V.A. Krohina¹, S.V. Putyrskiy¹, A.Yu. Anisimova¹

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

Abstract. The article presents the results of the structure study, as well as physical and mechanical properties of forgings made of titanium ($\alpha + \beta$) alloy VT23M after heat treatment. The choice of the heat treatment type (double annealing) is has been reasoned. The influence of process parameters on the microstructure features and the level of strength and ductile characteristics, impact toughness, are studied. Based on the analysis, the temperatures of the first and the second stages of double annealing of forgings made of VT23M alloy are selected, providing the balanced set of mechanical properties and the favorable microstructure.

Keywords: titanium alloys, alloy VT23M, forgings, heat treatment, microstructure, mechanical properties

For citation: Shiryayev A.A., Krohina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. The influence of heat treatment parameters on mechanical properties and structure of semi-finished products made of high-strength titanium alloy VT23M. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-67-75.

Введение

В настоящее время активно ведутся работы, направленные не только на достижение максимально высокого уровня физико-механических и эксплуатационных свойств изделий из отечественных титановых сплавов, но и на импортозамещение агрегатов, элементов конструкций авиационной техники, изготовленных из материалов иностранного производства [1].

При этом особенно важным остается вопрос как сохранения на текущем уровне, так и повышения весовой эффективности элементов конструкций и изделий авиационно-космического транспорта за счет использования материалов с улучшенными свойствами [2].

В частности, остро стоит вопрос о возможности замены применяемых в настоящее время двигателей, производимых по иностранной лицензии и устанавливаемых на отечественные самолеты гражданского назначения, на аналогичные отечественные двигатели. Ожидается, что применение усовершенствованных агрегатов, в том числе газогенератора, модернизированных и перспективных отечественных двигателей, обеспечит снижение расхода топлива, а также стоимости двигателя и его технического обслуживания.

Для уменьшения габаритов и массы конструкций серийных авиационных двигателей зачастую требуется переработка узлов подвески (пилонов). Это возможно реализовать за счет повышения характеристик прочности материала силовых деталей, входящих в конструкцию пилона (например, балки), путем изменения технологических режимов изготовления полуфабрикатов из применяемого в настоящее время сплава ВТ6ч [3–5] либо путем замены на сплав с более высоким уровнем прочности.

Одними из наиболее перспективных материалов являются высокопрочные титановые ($\alpha + \beta$)-сплавы мартенситного класса: ВТ23/ВТ23М, ВТ16 и зарубежные Ti-17, SP700, Ti6246, Beta III [6].

Среди отечественных сплавов данного класса можно выделить сплав марки ВТ23М, обладающий суженным диапазоном легирования, высокой технологичностью, совокупностью необходимых механических и эксплуатационных свойств (прочность, ударная вязкость и вязкость разрушения) [7].

Результаты исследований различных авторов [8–11] показали, что посредством изменения технологии изготовления и термической обработки полуфабрикатов из сплава ВТ23М и его аналогов возможно обеспечение различных комбинаций механических свойств и структурно-фазового состояния (высокопластичное отожженное; сверхвысокопрочное [12]; промежуточное, более сбалансированное, с умеренно высоким уровнем прочности, сопротивления усталостному разрушению и характеристик надежности). Зачастую структурно-фазовый состав, обеспечивающий сбалансированный комплекс свойств ($\alpha + \beta$)-сплавов мартенситного класса, реализуется посредством проведения термической обработки деформированных полуфабрикатов по режимам двойного отжига. Это особенно актуально для крупногабаритных полуфабрикатов и их сварных соединений [13]. При этом скорость охлаждения с температуры первой ступени двойного отжига может оказывать существенное влияние на структуру и механические свойства сплава [14, 15].

В данной статье представлены результаты исследований влияния технологических параметров двойного отжига на механические свойства и микроструктуру штамповок из титанового сплава ВТ23М, направленных на обеспечение сбалансированного комплекса характеристик (прочностных, пластических и ударной вязкости), для замены используемого в настоящее время сплава ВТ6ч применительно к силовым деталям конструкции пилона подвески двигателя.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 8. «Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»). Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [16].

Материалы и методы

Для проведения исследований в условиях опытного производства НИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ» методом двойного вакуумно-дугового переплава выплавлены слитки. Химический состав слитков соответствует требованиям ОСТ 1 90013–81 для сплава ВТ23М.

Полуфабрикаты изготовлены по разработанной технологической документации в соответствии с технологической схемой, включающей горячую деформацию путем всесторонней ковки слитка в β -области и всестороннюю ковку заготовки со сменой осей в $(\alpha + \beta)$ -области с последующей осадкой до окончательной толщины (~50 мм). Термическая обработка заготовок под образцы проведена по экспериментальным режимам в камерной печи сопротивления в соответствии с требованиями ПИ 1.2.587–2002.

Механические свойства определены в соответствии с ГОСТ 1497–2023 на универсальных испытательных машинах. Ударную вязкость определяли на образцах с U-образным надрезом по ГОСТ 9454–78.

Анализ микроструктуры методом оптической металлографии проводили в соответствии с ПИ 1.2.785–2009 визуально на травленых микрошлифах с помощью металлографического микроскопа при увеличениях до $\times 1500$. Травление осуществляли в водном растворе плавиковой кислоты (10 % (объемн.)).

Результаты

С целью исследования влияния технологических параметров двойного отжига на микроструктуру и механические свойства штамповок из сплава ВТ23М, изготовленных в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, опробованы экспериментальные режимы, представленные в табл. 1. После нагрева и выдержки на каждой ступени отжига осуществляли охлаждение штамповок на воздухе.

Таблица 1

Экспериментальные технологические режимы и параметры термической обработки (двойного отжига) штамповок из титанового сплава ВТ23М

Условный номер режима	Температура нагрева, °С, на ступени отжига	
	первой	второй
1	$T_{п.п} - 100$	$T_{п.п} - 340$
2	$T_{п.п} - 70$	$T_{п.п} - 340$
3	$T_{п.п} - 70$	$T_{п.п} - 290$
4	$T_{п.п} - 60$	$T_{п.п} - 390$
5	$T_{п.п} - 60$	$T_{п.п} - 340$
6	$T_{п.п} - 60$	$T_{п.п} - 290$
7	$T_{п.п} - 20$	$T_{п.п} - 390$
8	$T_{п.п} - 20$	$T_{п.п} - 340$

Примечание. $T_{п.п}$ – температура полиморфного превращения.

Выбор нижней границы температуры нагрева первой ступени отжига $T_{п.п} - 100$ °С, где $T_{п.п}$ – температура полиморфного превращения, обусловлен тем, что проведение отжига при температурах менее $T_{п.п} - 190 \dots 140$ °С практически не оказывает

влияния на количественное соотношение α - и β -фаз, а β -фаза имеет высокую термодинамическую стабильность [13]. Это не позволит при дальнейшем охлаждении на второй стадии отжига существенно изменить структурно-фазовый состав и комплекс механических свойств сплава в требуемых пределах.

Охлаждение после первой ступени отжига осуществляли для всех режимов на воздухе, что, как показано для сплава SP700, обеспечивает получение более крупной морфологии первичной α -фазы (как глобулярной, так и пластинчатой) без мартенсита, склонного к быстрому интенсивно упрочняющему распаду на второй ступени отжига [15]. Матричная β -фаза распадается менее интенсивно, не вызывает такого сильного фазового наклепа, поэтому и вторая ступень отжига может проводиться при более низких температурах и длительных выдержках. Аналогичные результаты получены для сплава BT23: закалка в воду с температуры 800 °С приводит к образованию до ~20 % мартенситной α'' -фазы, а закалка с 860 °С – до 80–90 %. После дальнейшего старения это существенно повышает уровень прочностных свойств (σ_b изменяется с 1050 до 1580 МПа), но при этом кардинально уменьшаются относительное удлинение и ударная вязкость до неудовлетворительных значений ($\delta_5 = 1,5$ %, $KCV = 35$ кДж/м²) [17]. Это ограничивает рациональный выбор верхней границы температуры нагрева первой ступени отжига T_1 величиной 840–860 °С [18]. Таким образом, одна из наиболее важных задач, которую необходимо решить в данной работе при выборе технологических параметров термической обработки, – предотвращение образования промежуточной мартенситной α'' -фазы и при этом формирования слишком грубодисперсных первичных фазовых составляющих в структуре сплава BT23M.

Температуры выдержки на второй ступени отжига (T_2) в данном экспериментальном плане выбраны менее $T_{п.п} - 290$ °С вследствие того, что, как показано рядом сторонних исследований, применение более высоких температур (в частности, 720 °С) хоть и обеспечивает для сплавов-аналогов типа SP700 (Ti–4,5Al–3V–2Mo–2Fe) высокий уровень пластичности и ударной вязкости в широком диапазоне температур T_1 (от 830 до 900 °С), однако прочностные свойства остаются на невысоком уровне ($\sigma_b = 980$ –1040 МПа) [14].

Механические свойства штамповок из сплава BT23M после термической обработки приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Механические свойства (средние значения) при растяжении
штамповок из титанового сплава BT23M при температуре 20 °С**

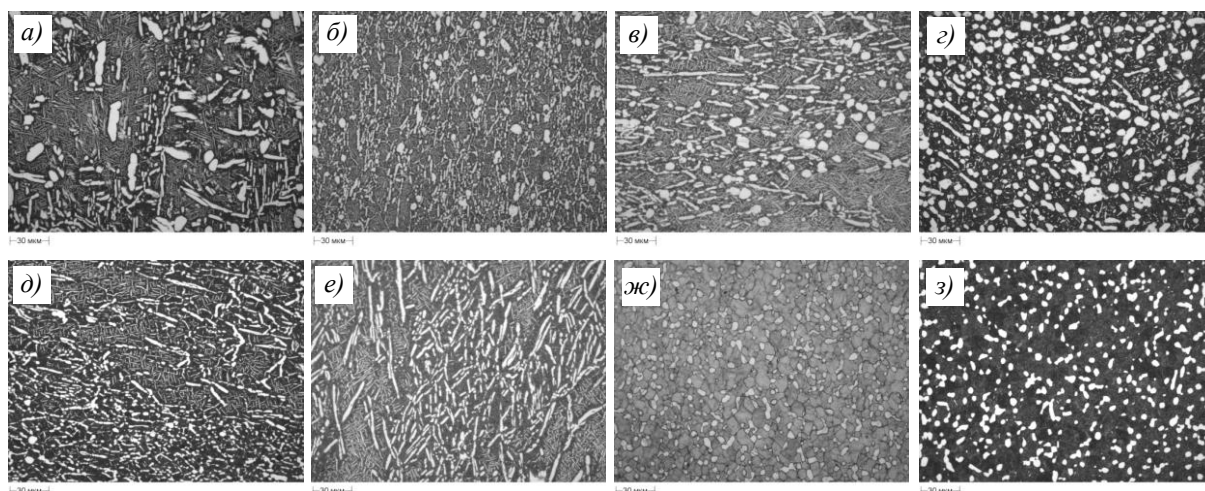
Условный номер режима	Модуль упругости E , ГПа	Предел прочности σ_b , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость KCU, Дж/см ²
1	117,3	1170	1100	13,0	37	50
2	117,6	1230	1140	11,0	35	37
3	115,6	1140	1090	15,0	52	51
4	121,3	1270	1170	9,8	31	27
5	117,1	1220	1140	11,0	38	36
6	116,1	1160	1100	12,0	45	50
7	117,3	1270	1180	11,5	46	34
8	117,9	1180	1090	12,0	45	44
Сплав Ti–6Al–4V (США)	114	910	840	≥ 10	≥ 20	–
Сплав BT6ч (РФ)	–	890	–	13	34	69

Анализ полученных результатов показывает, что изменение температуры выдержки первой и второй ступеней отжига не оказывает существенного влияния на значения модуля упругости полуфабрикатов. Исключением является режим 4, для которого зафиксировано наиболее высокое значение модуля упругости. Повышение температуры первой ступени с $T_{п.п} - 100$ до $T_{п.п} - 20$ °С при неизменной $T_2 = T_{п.п} - 340$ °С сначала приводит к некоторому увеличению прочностных характеристик, снижению пластичности и в значительной степени ударной вязкости, а затем, наоборот, к снижению прочностных и повышению пластических свойств. Для температуры $T_2 = T_{п.п} - 390$ °С в интервале $T_1 = T_{п.п} - 60 \dots 20$ °С также наблюдается повышение пластичности и ударной вязкости, однако характеристики прочности не изменяются.

Повышение T_2 с $T_{п.п} - 340$ до $T_{п.п} - 290$ °С при температуре первой ступени отжига $T_{п.п} - 70$ и $T_{п.п} - 60$ °С значительно снижает уровень прочностных свойств (на величину до 90 МПа), увеличивает пластические показатели (δ_5 на 1–4 п.п.), а также ударную вязкость (на $\sim(35\text{--}40)$ %).

При более высокой температуре первой ступени отжига $T_1 = T_{п.п} - 20$ °С повышение T_2 с $T_{п.п} - 390$ до $T_{п.п} - 340$ °С также снижает уровень прочностных свойств на 90 МПа, при этом относительное удлинение практически не повышается, а ударная вязкость возрастает на ~ 30 %.

Проведены исследования микроструктуры штамповок из титанового сплава ВТ23М. Изображения микроструктуры представлены на рисунке.



Микроструктуры (оптическая микроскопия, анализируемая плоскость – поперечная) штамповок из титанового сплава ВТ23М после термической обработки по режиму 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е), 7 (ж) и 8 (з)

В соответствии с девятитипной шкалой микроструктур для штамповок и поковок ПИ 1.2.785–2009 определен тип микроструктуры сплава ВТ23М в зависимости от режима термической обработки:

Условный номер режима	1	2	3	4	5	6	7	8
Тип микроструктуры	2а–2б	2а–2б	2–2б	2а–2б	2–3	4–3б	1а–1б	1а

Первичная α -фаза после двойного отжига по режимам 1–4 представлена как пластинчатой, так и глобулярной морфологиями. При этом для режима 1 характерна наиболее грубая морфология как первичной, так и вторичной α -фазы. Морфология первичной α -фазы после двойного отжига по режимам 5 и 6 преимущественно пластинчатая с незначительной долей частиц глобулярной морфологии. Пластинки α -фазы расположены преимущественно неориентированно по объему материала. Для режимов 7 и 8

характерна мелкозернистая структура с первичной α -фазой исключительно глобулярной морфологии и очень мелкодисперсной смесью частиц пластинчатой морфологии вторичных α - и β -фаз.

Участки расположения исходной матричной β -фазы, сформировавшиеся после первой стадии двойного отжига для всех опробованных режимов, представляют собой мелкодисперсную однородную смесь частиц вторичной α -фазы тонкопластинчатой морфологии, расположенных преимущественно неориентированно, и остаточную равновесную β -фазу между ними.

Обсуждение результатов

Сравнение микроструктур показало, что повышение температуры первой ступени с $T_{п.п} - 100$ до $T_{п.п} - 60$ °С при неизменной $T_2 = T_{п.п} - 340$ °С заметно уменьшает размер и изменяет морфологию частиц первичной α -фазы. Если при температуре $T_{п.п} - 100$ °С первичная α -фаза представлена достаточно крупными частицами скругленной формы и толстыми пластинами как зернограничной, так и внутризеренной топологии, то при $T_{п.п} - 70$ и $T_{п.п} - 60$ °С первичная α -фаза представлена преимущественно пластинами и меньшим количеством частиц глобулярной морфологии. Дальнейшее повышение температуры T_1 до $T_{п.п} - 20$ °С приводит к формированию частиц первичной α -фазы исключительно глобулярной морфологии.

Вследствие того, что для всех режимов термической обработки охлаждение осуществляли на воздухе, в структуре практически отсутствует первичная α -фаза тонкопластинчатой и игольчатой морфологий, в отличие от структуры сплавов-аналогов, сформированной при быстром охлаждении в воде [19].

Уровень механических свойств штамповок из сплава ВТ23М соответствует аналогичным значениям, полученным для зарубежного сплава-аналога SP700 (Ti–4,5Al–3V–2Mo–2Fe) после термической обработки по режимам двойного отжига и с учетом выбранной авторами исследования [14] более высокой температуры второй стадии отжига, способствующей укрупнению и глобуляризации пластин α -фазы.

Анализ механических свойств и структурных особенностей в данном исследовании выявил положительную взаимосвязь количества частиц глобулярной α -фазы и относительного удлинения сплава ВТ23М, что также является характерным для значительной части гетерофазных титановых сплавов [20]. Наличие в структуре сплава значительной доли грубопластинчатых выделений первичной и вторичной α -фазы коррелирует с более высокими значениями ударной вязкости.

Согласно полученным результатам, режимы двойного отжига 3, 1 и 6 в наибольшей степени соответствуют поставленной цели по обеспечению сбалансированного комплекса механических свойств. Для режима 3 ($T_1 = T_{п.п} - 70$ °С и $T_2 = T_{п.п} - 290$ °С) характерна глобулярно-пластинчатая морфология первичной α -фазы, обеспечивающая высокий уровень пластичности и ударной вязкости при достаточном уровне прочностных свойств. При этом мелкодисперсная смесь с пластинчатой вторичной α -фазой реализует требуемый уровень прочности сплава.

Ожидается, что данный тип структуры также обеспечит высокий уровень сопротивления усталостному разрушению и вязкости разрушения сплава за счет сопротивления зарождению трещин усталости вследствие значительной доли глобулярной составляющей α -фазы, а также дополнительного ветвления и изменения направления распространения трещин в процессе их продвижения в бимодальной структуре с пластинчатыми выделениями различной степени дисперсности, расположенными неориентированно.

Заключения

Исследовано влияние технологических параметров двойного отжига на структуру и физико-механические свойства штамповок из титанового сплава ВТ23М с целью

обеспечения сбалансированного комплекса прочностных, пластических характеристик и ударной вязкости.

Установлено, что требуемый уровень механических свойств обеспечивается при температурах первой и второй (T_1/T_2) ступеней отжига $T_{п.п} - 100\text{ }^{\circ}\text{C}/T_{п.п} - 340\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_{п.п} - 70\text{ }^{\circ}\text{C}/T_{п.п} - 290\text{ }^{\circ}\text{C}$. В процессе двойного отжига по данным режимам формируются структура пластинчатой или бимодальной глобулярно-пластинчатой морфологии первичной α -фазы, а также мелкодисперсная смесь с пластинчатыми неориентированными выделениями вторичной α -фазы.

В качестве режима двойного отжига, обеспечивающего наиболее сбалансированный комплекс прочностных и пластических свойств, а также ударной вязкости, выбран режим 3 ($T_1 = T_{п.п} - 70\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_2 = T_{п.п} - 290\text{ }^{\circ}\text{C}$), для которого характерна бимодальная морфология первичной α -фазы.

Список источников

1. 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.
2. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
3. Крохина В.А., Арисланов А.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Исследование закономерностей формирования структуры прутков из титанового сплава ВТ6 в зависимости от различных технологических схем изготовления // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-36-44.
4. Капустин В.И., Захарченко К.В., Черепанова В.К., Шаяпов В.Р. Исследование диссипативных процессов сплава ВТ6 при усталости // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
5. Дуюнова В.А., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В. Долговечность поковок и штамповок из сплава ВТ6 для деталей газотурбинных двигателей и авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
6. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications. Eds. C. Leyens, M. Peters. Wiley–VCH, 2003. 513 p.
7. Путырский С.В., Арисланов А.А., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А. Исследование механических свойств деформированных полуфабрикатов сплавов ВТ23М и ВТ43, оценка их климатической стойкости в условиях арктического климата // Труды ВИАМ. 2018. № 4 (64). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-101-110.
8. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.
9. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.
10. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
11. Швецов О.В., Кондратьев С.Ю. Влияние режимов закалки и старения на эксплуатационные свойства сплава ВТ23 // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2018. Т. 24. № 2. С. 119–133. DOI: 10.18721/JEST.240210.
12. Гладковский С.В., Веселова В.Е., Дубинский С.В. и др. Влияние режимов термической обработки на характеристики трещиностойкости и механизмы разрушения метастабильного титанового сплава ВТ23 // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. 2023. Т. 25. № 1. С. 16–26. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.1.02.

13. Дзунович Д.А., Панин П.В., Лукина Е.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства сварных крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава BT23 // Труды ВИАМ. 2018. № 1 (61). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7.
14. Gunawarman G., Niinomi M., Eylon D. et al. Effect of β Phase Stability at Room Temperature on Mechanical Properties in β -Rich $\alpha+\beta$ Type Ti-4,5Al-3V-2Mo-2Fe Alloy // ISIJ International. 2002. Vol. 42. No. 2. P. 191–199.
15. Gunawarman G., Niinomi M., Fukunaga K. et al. Effect of Cooling Rate on Microstructure and Fracture Characteristics of β -Rich $\alpha+\beta$ Type Ti-4,5Al-3V-2Mo-2Fe Alloy // Materials Transactions. 2001. Vol. 42. No. 7. P. 1339–1348.
16. Каблов Е.Н., Кириллов В.Н., Жирнов А.Д., Старцев О.В., Вапиров Ю.М. Центры для климатических испытаний авиационных ПКМ // Авиационная промышленность. 2009. № 4. С. 36–46.
17. Веселова В.Е., Гладковский С.В., Ковалев Н.И. Влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства метастабильного титанового сплава BT23 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Сер.: Машиностроение, материаловедение. 2021. Т. 23. № 4. С. 31–39. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04.
18. Ильин А.А., Скворцова С.В., Попова Ю.А., Куделина И.М. Влияние термической обработки на формирование структуры и свойств крупногабаритных полуфабрикатов из сплава BT23 // Титан. 2010. № 4. С. 48–53.
19. Fukai H., Minakawa K.-N., Ouchi C. Strength–Ductility Relationship in Solution Treated and Aged $\alpha+\beta$ Type Ti-4.5%Al-3%V-2%Fe-2%Mo Titanium Alloy // ISIJ International. 2004. Vol. 44. No. 11. P. 1911–1917.
20. Xu J., Zeng W., Zhao Y. et al. Effect of globularization behavior of the lamellar alpha on tensile properties of Ti-17 alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 673. P. 86–92.

References

1. 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. 10, no. 93, pp. 907–916.
2. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Strengthening features and aging kinetics of high-strength cast aluminum alloy AL4MS based on Al–Si–Cu–Mg system. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 04, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
3. Krokhnina V.A., Arislanov A.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. Investigation of the regularities of the formation of the structure of rods made of titanium alloy VT6 depending on various technological schemes of manufacture. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 09, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-36-44.
4. Kapustin V.I., Zakharchenko K.V., Cherepanova V.K., Shayapov V.R. Investigation of dissipative processes of VT6 alloy under fatigue. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 09, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
5. Duyunova V.A., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V. Fatigue strength of forgings from VT6 alloy for parts of gas turbine engines and aircrafts. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 09, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
6. *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Eds. C. Leyens, M. Peters. Wiley–VCH, 2003, 513 p.
7. Putyrsky S.V., Arislanov A.A., Yakovlev A.L., Nochovna N.A. Studing of mechanical properties of deformed semi-finished products of VT23M and VT43 alloys, assessment of their climatic stability in the Arctic climate. *Trudy VIAM*, 2018, no. 4 (64), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 26, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-101-110.
8. Lyasotskaya V.S. *Heat treatment of welded joints of titanium alloys*. Moscow: Ekomet, 2003, 352 p.

9. Glazunov S.G., Moiseev V.N. *Titanium alloys. Structural titanium alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 368 p.
10. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow: VILS-MATI, 2009, 520 p.
11. Shvetsov O.V., Kondratiev S.Yu. Effect of hardening and aging modes on the operational properties of VT23 alloy. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbPU. Yestestvennyye i inzhenernyye nauki*, 2018, vol. 24, no. 2, pp. 119–133. DOI: 10.18721/JEST.240210.
12. Gladkovsky S.V., Veselova V.E., Dubinsky S.V. et al. Effect of heat treatment modes on crack resistance characteristics and fracture mechanisms of metastable titanium alloy VT23. *Vestnik PNIPU. Mashinostroyeniye. Materialovedeniye*, 2023, vol. 25, no. 1, pp. 16–26. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.1.02.
13. Dzunovich D.A., Panin P.V., Lukina E.A., Shiryaev A.A. Heat treatment effect on structure and properties of welded large-dimensioned semi-finished products from VT23 titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2018, no. 1 (61), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 29, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7.
14. Gunawarman G., Niinomi M., Eylon D. et al. Effect of β Phase Stability at Room Temperature on Mechanical Properties in β -Rich $\alpha+\beta$ Type Ti–4.5Al–3V–2Mo–2Fe Alloy. *ISIJ International*, 2002, vol. 42, no. 2, pp. 191–199.
15. Gunawarman G., Niinomi M., Fukunaga K. et al. Effect of Cooling Rate on Microstructure and Fracture Characteristics of β -Rich $\alpha+\beta$ Type Ti–4.5Al–3V–2Mo–2Fe Alloy. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 7, pp. 1339–1348.
16. Kablov E.N., Kirillov V.N., Zhirnov A.D., Startsev O.V., Vapirov Yu.M. Centers for climatic testing of aviation PCM. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 2009, no. 4, pp. 36–46.
17. Veselova V.E., Gladkovsky S.V., Kovalev N.I. Influence of heat treatment modes on the structure and mechanical properties of metastable titanium alloy VT23. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Ser.: Mashinostroyeniye, materialovedeniye*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 31–39. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04.
18. Ilyin A.A., Skvortsova S.V., Popova Yu.A., Kudelina I.M. Influence of heat treatment on the formation of the structure and properties of large-sized semi-finished products made of VT23 alloy. *Titan*, 2010, no. 4, pp. 48–53.
19. Fukai H., Minakawa K.-N., Ouchi C. Strength–Ductility Relationship in Solution Treated and Aged $\alpha+\beta$ Type Ti–4.5%Al–3%V–2%Fe–2%Mo Titanium Alloy. *ISIJ International*, 2004, vol. 44, no. 11, pp. 1911–1917.
20. Xu J., Zeng W., Zhao Y. et al. Effect of globularization behavior of the lamellar alpha on tensile properties of Ti-17 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 673, pp. 86–92.

Информация об авторах

Ширяев Андрей Александрович, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Крохина Виктория Александровна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Путырский Станислав Владимирович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Анисимова Анна Юрьевна, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Stanislav V. Putyrskiy, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anna Yu. Anisimova, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.07.2025.

The article was submitted 27.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 02.07.2025.

Научная статья

УДК 543.42:546.11

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-76-84

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАВОДОРОЖИВАНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТИПА VT5, VT14, VT22 ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СТАНДАРТНЫХ ОБРАЗЦОВ СОДЕРЖАНИЯ ВОДОРОДА

А.Н. Швецова¹, С.Г. Ерошкин¹

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

Аннотация. Необходимость обеспечения высокого качества титановых сплавов требует разработки новых стандартных образцов содержания водорода, выбора марки материала для их изготовления и способа наводороживания. Исследованы процессы насыщения водородом образцов из титановых сплавов типа VT5, VT14 и VT22 электрохимическим способом (катодное наводороживание). Изучены степень насыщения водородом образцов из сплавов типа VT5, VT14 и VT22, а также влияние выравнивающего отжига на содержание доли β -фазы в образцах из сплава типа VT14. Содержание водорода измеряли с помощью эмиссионного спектрального анализа.

Ключевые слова: определение водорода, катодное наводороживание, спектральный метод анализа, стандартные образцы, водород в титане

Для цитирования: Швецова А.Н., Ерошкин С.Г. Исследование процесса наводороживания титановых сплавов типа VT5, VT14, VT22 для изготовления стандартных образцов содержания водорода // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-76-84.

Scientific article

STUDY OF THE HYDROGENATION PROCESS OF VT5, VT14, VT22 TITANIUM ALLOYS FOR THE PRODUCTION OF STANDARD SAMPLES OF HYDROGEN CONTENT

A.N. Shvetsova¹, S.G. Eroshkin¹

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

Abstract. Ensuring high quality of titanium alloy production dictates the development of new standard samples for hydrogen content, selection of the grade of material for their manufacture and the method of hydrogenation. In this work, the processes of hydrogen saturation of VT5, VT14 and VT22 titanium alloy samples by the electrochemical method (cathodic hydrogenation) have been studied. The paper provides the results of analysis of the degree of hydrogen saturation of the VT5, VT14 and VT22 samples, as well as the effect of the leveling annealing on the content of the β -phase fraction in the VT14 alloy samples. Hydrogen content has been measured using the emission spectral analysis.

Keywords: hydrogen determination, cathodic hydrogenation, spectral analysis method, standard samples, hydrogen in titanium

For citation: Shvetsova A.N., Eroshkin S.G. Study of the hydrogenation process of VT5, VT14, VT22 titanium alloys for the production of standard samples of hydrogen content. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-76-84.

Введение

Титановые сплавы широко применяются в авиапромышленности [1, 2], так как обладают уникальными свойствами, которые позволяют решать задачи, связанные с повышенным требованием к прочности, легкости и долговечности авиационных конструкций. Титановые сплавы используются для изготовления силовых конструкций [3–6], таких как фюзеляж, элементы крыльев и лопатки турбин. Для обеспечения заявленных эксплуатационных свойств конструкции необходимо обеспечить качество исходных полуфабрикатов титановых сплавов. Для этого применяют различные виды испытаний и контроля материала, включая контроль содержания водорода, так как при повышенных значениях этого показателя может происходить водородное охрупчивание. Для контроля содержания водорода используется спектральный эмиссионный анализ. При спектральном определении водорода необходимо применять стандартные образцы, охватывающие широкий диапазон концентраций – от тысячных до десятых долей процента. В данной статье рассмотрен вопрос выбора материала для изготовления стандартных образцов для спектрального анализа.

Выбор материала для изготовления стандартных образцов массовой доли водорода в титане является важным этапом, обеспечивающим точность результатов измерений. Количество водорода в материале должно обеспечивать построение градуировочных зависимостей. Материал должен обладать структурной стабильностью и однородным распределением водорода по объему образца.

Фазовый состав титановых сплавов, оказывающий значительное влияние на процесс наводороживания, включает низкотемпературную α -фазу с гексагональной плотноупакованной решеткой, стабильную до температуры 882,5 °С; высокотемпературную β -фазу с объемноцентрированной кубической решеткой и в некоторых случаях другие промежуточные фазы. Эти фазы обладают различными физико-химическими свойствами, в частности растворимость водорода в β -фазе значительно больше, чем в α -фазе. По этой причине титановые сплавы с β - или ($\alpha + \beta$)-структурой с достаточно большим количеством β -фазы больше склонны к поглощению водорода [7].

В работе [8] насыщали водородом α -сплав ВТ1-1, псевдо- α -сплав ОТ4-1 и ($\alpha + \beta$)-сплав ВТ14, содержащие 0,002 % остаточного водорода. Образцы из титановых сплавов длиной 100 мм, диаметром 14 мм травили в растворе соляной кислоты в присутствии фтористого аммония в течение 3 ч при температуре 50 °С. Концентрация водорода в сплавах ВТ1-1 и ОТ4-1 после травления в течение 15 мин увеличилась до 0,010 %, при дальнейшем травлении осталась неизменной. Концентрация водорода в сплаве ВТ14 увеличилась пропорционально продолжительности травления и через 3 ч достигла 0,048 %.

Изменения микроструктуры и фазового состава, распределение водорода, упрочняющий эффект при циклическом наводороживании титановых сплавов описаны в работах [9, 10]. В работе [10] наводороживали технический титан и β -сплав состава Ti–15V–3Al–3Cr–3Sn, процесс проводили в 1 н H₂SO₄ с добавлением 0,1 г/л As₂O₃ при плотности катодного тока 5 мА/см² в течение 3 ч. Распределение водорода по глубине после наводороживания было более однородным у β -сплава состава Ti–15V–3Al–3Cr–3Sn, чем у технического титана, относящегося к α -сплавам.

Данная статья посвящена исследованию процесса наводороживания различных марок титановых сплавов типа ВТ5, ВТ14 и ВТ22 электрохимическим способом (катодная поляризация). Цель работы – изучение степени насыщения водородом образцов из сплавов типа ВТ5, ВТ14 и ВТ22 для дальнейшего выбора марки материала, подходящего для изготовления стандартных образцов с наиболее однородным распределением водорода.

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

Материалы и методы

Атомарный водород, выделяющийся при растворении титановых сплавов в кислотных растворах, вначале адсорбируется поверхностью, затем проникает вглубь металла и адсорбируется им. Количество водорода и глубина его проникновения зависят от многих факторов и в большей мере определяются фазовым составом сплава.

Склонность к наводороживанию титановых сплавов при травлении схематично показана на рис. 1 [11]. Количество водорода и глубина его проникновения в поверхностный слой металла возрастают по мере легирования β -стабилизирующими элементами, т. е. с увеличением содержания в структуре β -фазы.

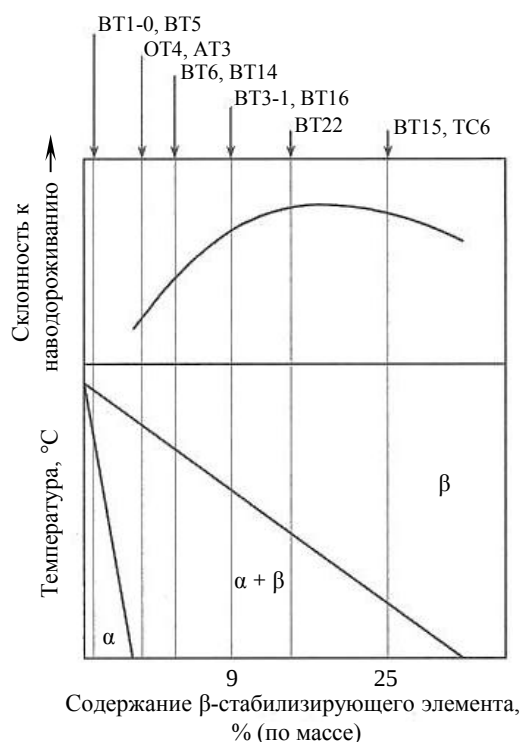


Рис. 1. Изменение склонности к наводороживанию титановых сплавов при различном содержании β -фазы [11]

Поглощение водорода сплавами на основе α -фазы наименьшее. Следует отметить, что максимальное наводороживание достигается сплавами на основе α -фазы, содержащими небольшое количество β -фазы, как, например, сплавом VT22. У сплавов с исключительно β -структурой склонность к наводороживанию меньше.

Согласно исследованию [12], посвященному влиянию фазового состава титановых сплавов VT3-1, VT22, VT14 на глубину проникновения при травлении и поведение водорода в металле при вылеживании сплава, наиболее склонна к поглощению β -фаза, особенно метастабильная.

Метастабильные фазы мартенситного типа (α' , α''), фиксируемые при закалке из β -области, способствуют интенсификации наводороживания сплавов с проникновением водорода на большую глубину [13]. При наводороживании ($\alpha + \beta$)-сплавов происходит не только изменение параметров решетки, но и увеличение содержания β -фазы. Водород насыщает имеющуюся в сплаве β -фазу и дополнительно стабилизирует небольшое количество β -фазы. Последняя образуется в областях вблизи границы раздела α -и β -фаз.

В связи с изложенным для проверки влияния фазового состава на степень поглощения водорода и равномерность его распределения принято решение насыщать

водородом сплавы α -класса (типа BT5), ($\alpha + \beta$)-класса (типа BT14) и переходного класса (типа BT22). Сплав BT22 отличается наибольшим содержанием β -фазы по сравнению с двумя другими представленными марками.

Степень насыщения титановых сплавов водородом также зависит от величины зерна в металле: чем мельче зерно, тем выше степень наводороживания. Неоднородность зернистой структуры материала может привести к неоднородности распределения водорода после насыщения как в объеме одного образца, так и между образцами. Поэтому перед наводороживанием проведен выравнивающий отжиг образцов из сплава типа BT14 при температуре 830 °С в течение 3 ч с охлаждением на воздухе для получения равномерного зерна и сохранения β -фазы [14]. Образцы из сплавов типа BT5 и BT22 подобному отжигу не подвергали, чтобы оценить степень влияния на фазовый состав и однородность распределения водорода по материалу.

Водородом насыщали образцы (длиной 120 мм и диаметром 12 мм) из сплавов типа BT14, BT22 и BT5. Из сплавов каждой марки получено по шесть образцов. Все образцы отобраны от одной плавки, химический состав исследуемых образцов представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав образцов из сплавов типа BT14, BT22 и BT5 [15]

Тип сплава	Содержание элемента, % (по массе)							
	Al	Mo	V	Fe	Si	Zr	Cr	Mn
BT14	5,50	4,34	1,65	0,56	0,20	0,08	–	–
BT5	5,31	0,74	–	0,30	0,13	–	1,60	1,10
BT22	3,92	4,90	4,80	0,85	0,18	0,30	0,86	–

Электрохимическое наводороживание образцов из титанового сплава проводили путем подвода электрического тока к смеси кислот для травления. В результате происходило выделение водорода на катоде, которым является титановый образец.

Одним из преимуществ данного способа является то, что процесс насыщения водородом более управляемый по сравнению с методом химического травления [16, 17], поскольку позволяет регулировать такие параметры, как температура, плотность тока, продолжительность.

Для получения раствора электролита использовали реактивы следующей квалификации:

- натрий сернокислый (х.ч.) в концентрации 20 г/л;
- серная кислота (х.ч., плотность 1,83 г/см³) в концентрации 5 мл/л;
- ортофосфорная кислота (х.ч., плотность 1,71 г/см³) в концентрации 5 мл/л;
- вода дистиллированная (ГОСТ Р 58144–2018).

Температура обработки составила 25 °С, напряжение постоянного тока: 8 В.

Продолжительность травления варьировали от 15 до 180 мин, катод – наводороживаемый образец, анод изготовлен из инертного материала (графит).

Перед загрузкой в электрохимическую ячейку образцы травили (декапировали) в растворе следующего состава:

- азотная кислота (х.ч., плотность 1,4 г/см³) в концентрации 200 мл/л;
- фтористоводородная кислота (х.ч., плотность 1,123 г/см³) в концентрации 20 мл/л;
- вода дистиллированная (ГОСТ Р 58144–2018).

Температура раствора составила 25 °С, продолжительность травления: 5 мин.

В процессе наводороживания происходило интенсивное выделение газа с одинаковой на протяжении всего эксперимента интенсивностью. По окончании процесса поверхность образцов визуально осталась прежней, шероховатость, размеры и масса образцов не изменились.

Для обеспечения равномерности распределения водорода по всему объему образцы из сплава типа BT14 после насыщения также подвергли дополнительному выравнивающему отжигу в течение 100 ч при температуре 500 °С. Образцы из сплавов типа BT5 и BT22 дополнительной термообработке не подвергали.

Для установления содержания водорода в образцах применяли методы спектрального анализа с использованием эмиссионного спектрометра «Титан СЛ», настроенного на регистрацию линии водорода 656,279 нм. Применение метода эмиссионного спектрального анализа позволяет определить содержание водорода в титановых сплавах с пределом обнаружения от 0,0010 % (по массе). Принцип определения содержания водорода в титане основан на измерении интенсивности излучения линии водорода в спектре, возбужденном конденсированной искрой высокой мощности с образованием ионизированной плазмы. Излучение ионизированной плазмы через оптоволоконно поступает в полихроматор, где разлагается в спектр дифракционной решеткой. Далее спектр регистрируется электронной системой с CCD-детекторами (Charge Couple Device), передается в компьютер и обрабатывается с выдачей результата измерения.

Результаты и обсуждение

В табл. 2 представлено исходное содержание водорода в образцах до наводороживания. Из полученных данных можно сделать вывод, что начальное содержание водорода неодинаково. Если для ($\alpha + \beta$)-сплава типа BT14 и сплава переходного класса типа BT22 содержание водорода находится в диапазоне от 0,0017 до 0,0035 % (по массе), то для α -сплава типа BT5 этот показатель в ~ 3 раза больше и составляет 0,0074–0,0095 % (по массе). Содержание водорода в сплаве типа BT5 находится в допустимых пределах в соответствии с нормативной документацией [15] (до 0,015 % (по массе)), но является слишком высоким, что в дальнейшем может создать трудности при изготовлении комплекта стандартных образцов содержания водорода. Поскольку для создания комплекта необходимы образцы с различным содержанием водорода, то образцы из сплава типа BT5 необходимо подвергать обезводороживающему отжигу и только потом насыщать водородом, чтобы получить образец с низкой концентрацией водорода (0,002–0,0025 % (по массе)).

Таблица 2

Исходное содержание водорода в образцах из сплавов типа BT5, BT14 и BT22

Тип сплава	Содержание водорода, % (по массе), в образце					
	1	2	3	4	5	6
BT5	0,0091	0,0094	0,0093	0,0095	0,0078	0,0074
BT14	0,0018	0,0017	0,0018	0,0019	0,0019	0,0019
BT22	0,0035	0,0032	0,0030	0,0033	0,0033	0,0035

После насыщения водородом наблюдается незначительное увеличение концентрации водорода в образцах из сплава типа BT5, по сравнению с которыми образцы из сплавов типа BT14 и BT22 имеют большую степень наводороживания (табл. 3). Наводороживание данных образцов происходит постепенно с резким увеличением концентрации водорода при травлении в течение 180 мин. Для образцов из сплава типа BT14 концентрация водорода после травления в течение 120 и 180 мин различается в 7,5 раза, для образцов из сплава типа BT22 – в 2,8 раза. Следует отметить, что образец из сплава типа BT22 после травления в течение 180 мин содержит наибольшее количество водорода (0,2392 % (по массе)). Это свидетельствует о возможности применения данного типа сплава для изготовления стандартных образцов с высоким содержанием водорода. Кроме того, наблюдается четкая зависимость концентрации водорода от продолжительности травления.

Таблица 3

**Содержание водорода в образцах из сплавов типа BT5, BT14 и BT22
после насыщения электрохимическим способом**

Тип сплава	Содержание водорода, % (по массе), при продолжительности травления, мин					
	15	30	60	90	120	180
BT5	0,0092	0,0105	0,0112	0,0122	0,0128	0,0125
BT14	0,0023	0,0035	0,0044	0,0054	0,0170	0,1270
BT22	0,0045	0,0071	0,0095	0,0806	0,0837	0,2392

Для оценки влияния выравнивающего отжига при температуре 830 °С в течение 3 ч на содержание β -фазы выполнен рентгеноструктурный анализ образцов из титанового сплава типа BT14 в исходном состоянии и после обработки. Дифрактограммы регистрировали на рентгеновском дифрактометре в монохроматическом $\text{Cu K}\alpha$ -излучении в геометрии Брэгга–Брентано. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы и структурной базы данных. Рентгеновскую съемку проводили в диапазоне углов $2\theta = 30\text{--}145$ градусов.

Фазовый состав образцов идентичен: α -Ti с гексагональной плотноупакованной решеткой и β -Ti с объемноцентрированной кубической решеткой (рис. 2). Дополнительных фаз не выявлено. В табл. 4 представлены результаты расчета периодов и микродеформации решеток фаз α -Ti и β -Ti.

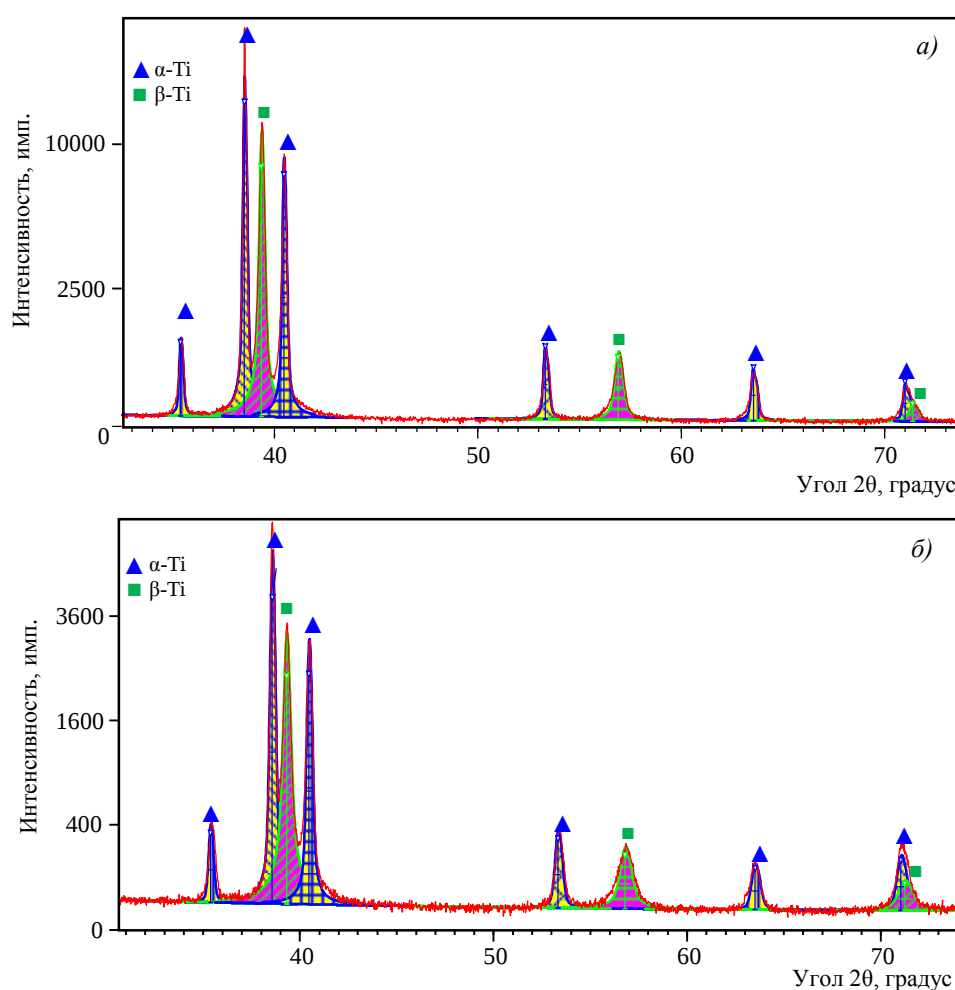


Рис. 2. Дифрактограммы образца из сплава типа BT14 до (а) и после (б) термической обработки

**Периоды (a , c) и микродеформация (ε) решеток фаз α -Ti и β -Ti
в образце из сплава типа BT14 до и после термической обработки**

Состояние образца	α -Ti				β -Ti		Доля β -Ti, %
	a , нм	c , нм	c/a	ε , %	a , нм	ε , %	
До термической обработки	0,29277	0,46666	1,5949	0,209	0,32402	0,344	11,4
После термической обработки	0,29257	0,46694	1,5954	0,094	0,32342	0,203	11,6
Примечание. c/a – степень тетрагональности.							

В результате исследования существенного изменения доли фаз не зафиксировано. При отжиге уменьшается плотность дислокации, что приводит к уменьшению величины микродеформации решетки как в α -, так и в β -фазе. При отжиге изменяются периоды решеток α - и β -фазы, что связано с перераспределением легирующих элементов между фазами. Уменьшение периода решетки β -фазы связано с увеличением доли β -стабилизаторов, таких как Mo и V.

Заключения

На основе проделанной работы можно сделать следующие выводы:

- в наибольшей степени подвергнуты насыщению водородом электрохимическим способом образцы из сплавов типа BT14 и BT22 за счет высокого содержания β -фазы. Образцы из α -сплава типа BT5 наводороживаются незначительно и непригодны для создания комплектов стандартных образцов с различным содержанием водорода;
- благодаря электрохимическому способу и управлению им с помощью изменения параметров тока можно наводороживать образцы из титановых сплавов типа BT14 и BT22 в широком диапазоне концентраций водорода (0,0023–0,2400 % (по массе)). Из данных типов сплавов можно изготовить стандартные образцы как с низким содержанием в пределах, указанных в нормативной документации [15], так и с высокой концентрацией водорода (0,1300–0,2400 % (по массе)) для аттестации образцов в сфере водородной энергетики;
- при содержании β -фазы 11,4 % и более в исходных образцах из сплава типа BT14 можно не проводить выравнивающий отжиг при температуре 830 °C в течение 3 ч, так как он не оказывает значительного влияния на увеличение доли β -фазы и распределение водорода в образце.

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. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002 / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: МИСИС–ВИАМ, 2002. С. 23–47.
3. Краснов И.С., Ложкова Д.С., Далин М.А. Оценка дефектности заготовок из титановых сплавов для вероятностного расчета риска разрушения дисков газотурбинных двигателей в эксплуатации // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
4. Дуюнова В.А., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В. Долговечность поковок и штамповок из сплава BT6 для деталей газотурбинных двигателей и авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.

5. Оглодков М.С., Кашапов О.С., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Сравнительный анализ характеристик отечественных сплавов марок ВТ8, ВТ8М, ВТ8М-1, ВТ9 и сплава Тi6242S (США) применительно к лопаткам компрессора высокого давления авиационных газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 3 (76). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-35-50.
6. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Путырский С.В., Кочетков А.С., Зуева О.В. Современные технологии выплавки слитков титановых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
7. 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.
8. Матюгина И.В., Шубина С.Б. Стандартные образцы для определения газов в металлах // *Методические вопросы выпуска стандартных образцов*. Свердловск: Изд-во ВНИИСО, 1973. С. 114–122.
9. Wu T.-I., Wu J.-K. Effects of cathodic charging and subsequent solution treating parameters on the hydrogen redistribution and surface hardening of Ti–6Al–4V alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. Vol. 466. P. 153–159.
10. Huang Ch.-L., Gao Y.-J., Chuang T.-L. et al. Study of the behavior of titanium alloys as the cathode for photovoltaic hydrogen production // *International Journal of Photoenergy*. 2013. Vol. 3. Art. 857491.
11. Пивоварова Л.Н., Захарова Л.В., Фадеев А.В. Химическая обработка поверхности титановых сплавов // *Современные титановые сплавы и проблемы их развития*. М.: ВИАМ, 2010. С. 75–80.
12. Барашева Т.В., Безгина В.И., Гуськова Е.И., Ермолова М.И., Лашко Н.Ф. Исследование наводороживания титановых сплавов при травлении // *Технология легких сплавов*. 1974. № 6. С. 43–48.
13. Усова В.В., Плотнокова Т.П., Кушакевич С.А. Травление титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1984. 128 с.
14. Матюгина И.В., Плинер Ю.Л., Шихалеева Т.В., Усов В.Н. Насыщение водородом стандартных образцов для спектрального анализа сплава ВТ14 // *Труды ВНИИСО*. 1970. Вып. VI. С. 62–66.
15. ОСТ 1 90013–81. Сплавы титановые. Марки. М.: Изд-во стандартов, 1981. С. 1–5.
16. Матюгина И.В., Плинер Ю.Л., Усов В.Н. Стандартные образцы для спектрального определения водорода в титановых сплавах // *Журнал прикладной спектроскопии*. 1972. Т. XVII. Вып. 1. С. 13–16.
17. Каганович Н.Н., Шихалеева Т.В. Наводороживание титановых сплавов при травлении // *Металловедение и термическая обработка*. 1963. № 3. С. 39–44.

References

1. Kablov E.N. Main directions of development of materials for aerospace engineering of the 21st century. *Perspektivnye materialy*, 2000, no. 3, pp. 27–36.
2. Kablov E.N. Aviation materials science in the 21st century. Prospects and tasks. *Aviation materials. Selected works of VIAM 1932–2002*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: MISiS–VIAM, 2002, pp. 23–47.
3. Krasnov I.S., Lozhkova D.S., Dalin M.A. Evaluation of deficiency of titanium alloy forgings for probabilistic calculation of gas turbine engine disks fracture risk. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 12. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: December 12, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
4. Duyunova V.A., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V. Fatigue strength of forgings from VT6 alloy for parts of gas turbine engines and aircrafts. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 12, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.

5. Oglodkov M.S., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S., Kondratieva A.R. Comparative analysis of the characteristics of domestic alloys VT8, VT8M, VT8M-1, VT9 and Ti6242S alloy (USA) as applied to high-pressure compressor blades of aircraft gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 12, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-35-50.
6. Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Putyrskiy S.V., Kochetkov A.S., Zueva O.V. Modern technologies for melting titanium alloy ingots (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 12, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
7. Panin P.V., Nochovnaya N.A., Kablov D.E., Alekseev E.B., Shiryaev A.A., Novak A.V. *Practical guide to metallography of titanium-based alloys and its intermetallic compounds*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2020, 200 p.
8. Matyugina I.V., Shubina S.B. Certified reference materials for determining gases in metals. *Methodological issues of producing certified reference materials*. Sverdlovsk: VNIISO Publ. House, 1973, pp.114–122.
9. Wu T.-I., Wu J.-K. Effects of cathodic charging and subsequent solution treating parameters on the hydrogen redistribution and surface hardening of Ti–6Al–4V alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, vol. 466, pp. 153–159.
10. Huang Ch.-L., Gao Y.-J., Chuang T.-L. et al. Study of the behavior of titanium alloys as the cathode for photovoltaic hydrogen production. *International Journal of Photoenergy*, 2013, vol. 3, art. 857491.
11. Pivovarova L.N., Zakharova L.V., Fadeev A.V. Chemical treatment of titanium alloy surfaces. *Modern titanium alloys and problems of their development*. Moscow: VIAM, 2010, pp. 75–80.
12. Barasheva T.V., Bezgina V.I., Guskova E.I., Ermolova M.I., Lashko N.F. Study of hydrogenation of titanium alloys during etching. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 1974, no. 6, pp. 43–48.
13. Usova V.V., Plotnikova T.P., Kushakevich S.A. *Etching of titanium and its alloys*. Moscow: Metallurgy, 1984, 128 p.
14. Matyugina I.V., Pliner Yu.L., Shikhaleeva T.V., Usov V.N. Saturation of standard samples for spectral analysis of VT14 alloy with hydrogen. *Trudy VNIISO*, 1970, is. VI, pp. 62–66.
15. Industry Standard 1 90013–81. *Titanium alloys. Brands*. Moscow: Publ. house of standards, 1981, pp. 1–5.
16. Matyugina I.V., Pliner Yu.L., Usov V.N. Standard samples for spectral determination of hydrogen in titanium alloys. *Zhurnal prikladnoy spektroskopii*, 1972, vol. XVII, is. 1, pp. 13–16.
17. Kaganovich N.N., Shikhaleeva T.V. Hydrogenation of titanium alloys during etching. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*, 1963, no. 3, pp. 39–44.

Информация об авторах

Швецова Анастасия Николаевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Ерошкин Сергей Геннадьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anastasia N. Shvetsova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Sergey G. Eroshkin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.02.2025.
 The article was submitted 12.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 20.02.2025.

Научная статья

УДК 620.179.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-85-99

СЕМИПРЕГИ И УГЛЕПЛАСТИКИ НА ИХ ОСНОВЕ*К.И. Донецкий¹, Р.Ю. Караваев¹, Д.В. Быстрикова¹, А.Д. Грачева¹, А.И. Ткачук¹*

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

Аннотация. Рассмотрены особенности процессов изготовления семипрегов на основе углеродной ленты и углеродной равнопрочной ткани, а также процесса изготовления углепластиков на их основе методом вакуумного формования с учетом разработки состава и технологии изготовления эпоксидного расплавленного связующего. Приведены результаты общей квалификации углепластиков и исследования комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств. Проведены опытно-технологические работы по изготовлению конструктивно-подобных образцов обшивок панелей корпусных конструкций с использованием семипрегов, показано отсутствие дефектов.

Ключевые слова: углеродный наполнитель, эпоксидное связующее, семипрег, вакуумное формование, отверждение, углепластик, физико-механические свойства

Для цитирования: Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Грачева А.Д., Ткачук А.И. Семипреги и углепластики на их основе // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-85-99.

Scientific article

SEMIPREGS AND CARBON FIBER REINFORCED PLASTICS BASED ON THEM*K.I. Donetskiy¹, R.Yu. Karavaev¹, D.V. Bystrikova¹, A.D. Gracheva¹, A.I. Tkachuk¹*

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 considers the features of the manufacturing process of semipregs based on carbon strip and carbon equal-strength fabric, as well as manufacturing of carbon fibers based on them by vacuum forming. The study also takes into account the development of the composition and technology for manufacturing an epoxy melt binder. The article presents the results of the general qualification of carbon fibers and the study of a set of physical, mechanical and operational properties. Structurally similar samples of hull panel skins using semipregs have been made by means of process development work, which showed the absence of defects.

Keywords: carbon filler, epoxy binder, semipreg, vacuum forming, curing, carbon fiber, physical and mechanical properties

For citation: Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Gracheva A.D., Tkachuk A.I. Semipregs and carbon fiber reinforced plastics based on them. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-85-99.

Введение

Применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) при создании современной авиационной техники становится все более актуальным с учетом необходимости усовершенствования и обновления авиапарка РФ. В связи с увеличенным спросом на такие материалы требуется снижение их себестоимости и, как следствие, поиск замены дорогому и ресурсоемкому автоклавному формованию, которое в настоящее время в РФ является широко распространенным способом изготовления изделий из ПКМ [1–5].

Одно из решений данной проблемы – переход от автоклавного формования препрегов к вакуумному, что позволит значительно снизить энергозатраты и стоимость применяемого оборудования, тем самым снизить себестоимость как самого процесса, так и получаемого изделия. Однако в случае этого перехода появляется опасность значительного снижения качества изделий из-за увеличения пористости материала. Так, если автоклав практически гарантирует «сдавливание» воздушных включений в микродефект, не влияющий на свойства готовой продукции, то давление в 1 ат при вакуумном формовании таких гарантий не дает. Кроме того, требования к навыкам и ответственности персонала, отвечающего за сборку технологического пакета при вакуумном формовании, выше, чем при автоклавном формовании. Зарубежные исследователи уже достаточно давно обратили внимание на необходимость исследования этой темы и публикации по этому направлению наблюдаются продолжительное время [6–10].

С целью повышения качества и снижения пористости таких материалов многие ведущие производители материалов для изготовления ПКМ, такие как Hexcel, Cytac, Tencate и др., начали выпускать семипреги, состоящие из сухой (непропитанной) части ткани и расплавленного связующего (рис. 1) [11–14].

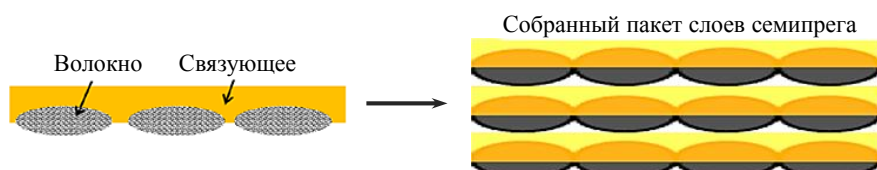


Рис. 1. Схематическое изображение расположения наполнителя и связующего в семипреге

Появление такого сухого фрагмента материала в технологическом пакете позволяет проводить его дегазацию полнее, а главное – с большей гарантией, чем в случае применения препрега, и в результате получить низкопористый пластик [15–22].

Основными причинами образования пор (а соответственно, получения изделия с пониженными механическими свойствами) ввиду более низкого давления при вакуумном формовании препрегов и семипрегов относительно автоклавного формования являются:

- недостаточное время предварительного вакуумирования;
- захват воздуха при изготовлении связующего;
- выделение летучих продуктов при отверждении полимерной матрицы;
- недостаточная величина вакуума при дегазации технологического пакета;
- влияние размеров формируемой заготовки;
- недостаток связующего;
- влага в наполнителе.

С учетом вышеизложенного одним из ключевых факторов, влияющих на конечные характеристики ПКМ, является обеспечение его низкой пористости, желательно – менее 1 %, что определяется как использованием расплавленного эпоксидного связующего,

не содержащего в своем составе летучих фракций, оптимальными технологией нанесения связующего на текстильный наполнитель и схемой сборки технологического пакета, так и достаточным временем проведения предварительного вакуумирования [23–27].

Распространение разработанных материалов и перспективных технологий позволит ускорить переход отрасли, в которой применяются композиты, к качественно новым базовым технологическим процессам с использованием совершенно иных инновационных материалов взамен традиционных, что будет нивелировать различия между российскими и зарубежными конкурентными технологиями, а также способствовать формированию спроса на изделия из ПКМ в РФ.

В данной работе представлены как семипреги (на основе углеродных наполнителей российского производства (ленты и ткани) и нового расплавного эпоксидного связующего), так и углепластики на их основе; приведены некоторые результаты испытаний в рамках общей квалификации материалов.

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

Материалы и методы

Для изготовления семипрегов выбраны углеродные наполнители производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ: углеродная лента с поверхностной плотностью 199 г/м² и равнопрочная ткань с поверхностной плотностью 200 г/м². Разработано расплавное эпоксидное связующее и проведены патентные исследования по связующим для ПКМ, получаемых методом вакуумного формования [28, 29].

Предварительный анализ отобранного материала показал, что профиль вязкости композиции должен быть такой, чтобы при комнатной температуре обеспечивать повышенную жизнеспособность при хранении и вакуумировании препрега, а также хорошую драпируемость и отсутствие стекания связующего с наполнителя. При этом при повышенной температуре вязкость должна снижаться до значений <25 Па·с, чтобы заполнить все технологические пустоты, созданные для лучшего удаления воздуха из вакуумного технологического пакета. Сформулированы требования к связующему: температура отверждения – не более 180 °С, вязкость связующего в семипреге при температуре переработки – не более 15 Па·с, температура стеклования – не менее 170 °С. Выполнение этих требований обеспечит возможность получения семипрегов, предназначенных для изготовления вакуумным формованием различных изделий, в том числе сложной формы.

С учетом научно-технического задела и результатов патентных исследований выбраны исходные компоненты и изготовлены образцы: расплавного эпоксидного связующего на основе твердых эпоксидных смол, придающих составам необходимые реологические характеристики; высокопрочных жидких эпоксидных смол, придающих отвержденным образцам повышенные физико-механические характеристики; латентного отвердителя, способствующего хорошему хранению семипрега при комнатной температуре и выдержке при повышенной температуре, а также ряд других компонентов [30–34]. Основные свойства разработанного связующего приведены в табл. 1.

По результатам исследований разработана технология изготовления расплавного эпоксидного связующего и выпущена необходимая нормативная документация. Далее на пропиточной установке изготовлены образцы семипрегов на основе полученного расплавного эпоксидного связующего и углеродных наполнителей (ленты и ткани). Семипреги получают путем нанесения эпоксидного связующего ВСЭ-68 в виде расплава на технологическую подложку из антиадгезионной бумаги с последующим совмещением пленки связующего с армирующим наполнителем. Для получения стабильной

пленки связующего ВСЭ-68 с заданным расчетным значением поверхностной плотности устанавливают оптимальную температуру валов устройств нанесения (коутеров) связующего, обусловленную реологическими характеристиками связующего. Для обеспечения качественного совмещения пленки связующего с армирующими наполнителем на пропиточной установке устанавливают калибрующие устройства с оптимальными температурными режимами в нагревательных плитах и скоростью протяжки ленты наполнителя. Исходя из требуемой толщины монослоя разрабатываемого углепластика (номинальное значение) с учетом толщин подложки и полиэтиленовой пленки, устанавливают оптимальные зазоры в ламинаторах, обеспечивающие равномерное распределение связующего в семипрегах.

Таблица 1

Основные свойства разработанного расплавленного эпоксидного связующего

Свойства	Значения свойств
Вязкость связующего при температуре 50 °С, Па·с	2100
Вязкость связующего при температуре переработки 100 °С, Па·с	11
Вязкость связующего при температуре переработки 100 °С после изотермической выдержки при 100 °С в течение 3 ч, Па·с	14
Температура стеклования (T_{gdry}), °С	193
Прочность при статическом изгибе отвержденного образца при температуре 20 °С (среднее значение), МПа	137
Время гелеобразования при температуре 120 °С, мин	95
Температура отверждения, °С	180
Степень отверждения при температуре 180 °С, %	99,1

На рис. 2 представлены этапы изготовления семипрегов на основе углеродных наполнителей (однонаправленной ленты из углеродной ткани марки ВТкУ-3; углеродной ткани марки ВТкУ-2.200) и расплавленного эпоксидного связующего.

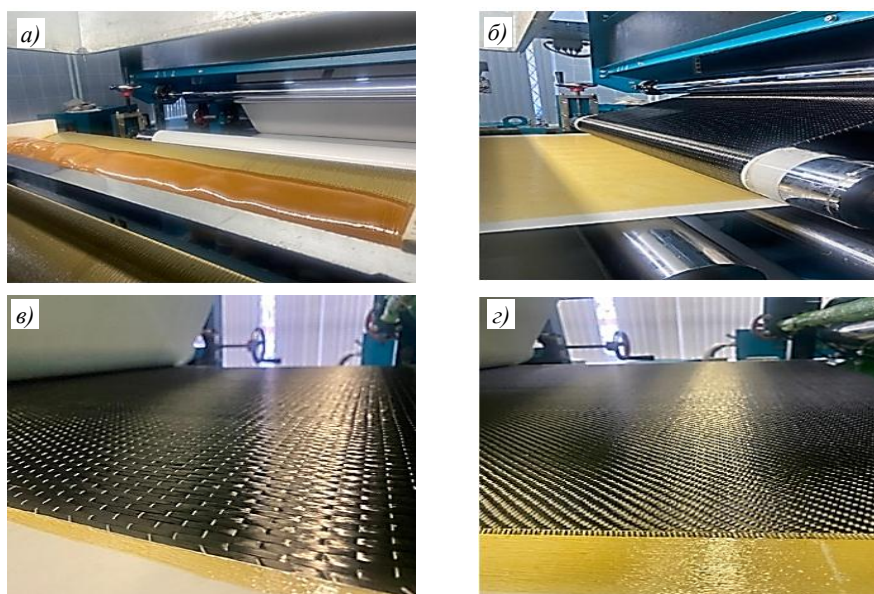


Рис. 2. Этапы изготовления семипрега на основе углеродного наполнителя: *а* – прогрев связующего между валами коутера перед пропиткой углеродного наполнителя; *б* – процесс совмещения углеродного наполнителя с изготовленной пленкой связующего; *в* – изготовленный семипрег углепластика марки ВКУ-69; *г* – изготовленный семипрег углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200

Проведены исследования образцов семипрегов на определение вязкости связующего в семипреге при температуре переработки 100 °С, поверхностной плотности семипрегов и массовой доли связующего в семипрегах (табл. 2).

Таблица 2

**Свойства образцов семипрегов на основе углеродных наполнителей
(ленты и ткани) и расплавного эпоксидного связующего**

Свойства	Значения свойств для семипрега углепластика марки	
	ВКУ-69	ВКУ-69/ВТКУ-2.200
Вязкость связующего в семипреге при температуре переработки 100 °С, Па·с	10,1	10,2
Поверхностная плотность семипрега, г/м ²	301	305
Массовая доля связующего, %	33,6	34,5

Видно, что независимо от использованного углеродного наполнителя вязкость связующего в семипрегах при температуре переработки приблизительно одинакова (как и массовая доля связующего), что свидетельствует о корректно проведенном процессе изготовления материалов и оптимально подобранных режимах пропитки текстильных наполнителей связующим.

Разработаны связующее и процесс изготовления семипрегов, далее отработана технология изготовления углепластиков на их основе. Ранее в работе [35] для разработки технологий изготовления углепластиков методом вакуумного формования семипрегов совместно с коллегами из ФГБОУ ВО «КНИТУ-КАИ» проведено моделирование процесса вакуумного формования с применением использованных в работе углеродных наполнителей.

В результате моделирования получены следующие результаты:

- выведена упрощенная аналитическая формула для определения необходимого времени вакуумирования углепластика и предельного значения вакуума в преформе в зависимости от длины изделия;
- для этапа пропитки методом конечно-элементного анализа построена зависимость порообразования от величины давления остаточной паровоздушной смеси в наполнителе;
- определены оптимальные режимы вакуумного формования углепластиков из семипрегов на основе ткани и ленты и разработанного расплавного эпоксидного связующего.

С учетом описанных ранее дренирующих свойств семипрегов и с использованием полученных данных по моделированию процесса изготовления пластиков оптимизирована сборка технологического пакета для проведения режимов предварительного вакуумирования и формования углепластиков. На важность выбора схемы и качество сборки технологического пакета обращают внимание и зарубежные исследователи [36]. Результатом этого стала разработка технологии изготовления углепластиков вакуумным формованием семипрегов, обеспечивающая получение низкопористых материалов.

Результаты и обсуждение

Успешное применение разработанной технологии позволило получить плиты углепластиков, образцы из которых использовали при определении физико-механических свойств; один из основных критериев качества изготовленных материалов – их пористость.

Типичное изображение образца углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200 после микроструктурного анализа приведено на рис. 3.

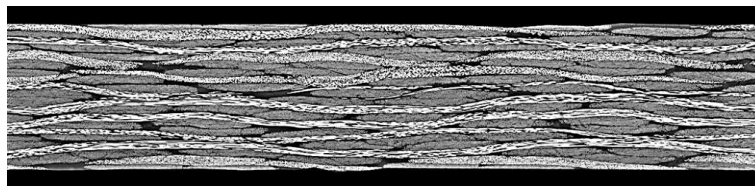


Рис. 3. Микрофотография сечения образца углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200

Наглядно видно отсутствие пор и расслоений в шлифе образца, что свидетельствует как об оптимальном выборе схемы сборки технологического пакета для лучшего вакуумирования семипрега, так и о достаточности времени выдержки сборки под вакуумом.

Некоторые физико-механические свойства полученных углепластиков приведены в табл. 3.

Таблица 3

Основные свойства углепластика марок ВКУ-69 и ВКУ-69/ВТкУ-2.200

Свойства	Значения свойств для углепластика марки	
	ВКУ-69	ВКУ-69/ВТкУ-2.200
Прочность при растяжении при 20 °С (среднее значение), МПа	2100	770
Модуль упругости при растяжении при 20 °С (среднее значение), ГПа	120	65
Прочность при изгибе, МПа, при температуре, °С:		
	20 100	910 860
Модуль упругости при изгибе, ГПа, при температуре, °С:		
	20 100	59 58
Плотность, кг/м ³	1560	1530
Температура стеклования T_g , °С	209	212
Пористость (объемная доля пористости), %	0,19	0,20

Приведенные свойства углепластиков достаточно типичны для материалов, имеющих в своем составе схожие наполнители и связующие.

Далее проведен широкий спектр исследований механических свойств углепластиков, в том числе после эксплуатационных воздействий (табл. 4–9).

Таблица 4

Результаты испытаний кажущегося предела прочности при межслойном сдвиге образцов из углепластика марки ВКУ-69 (направление приложения нагрузки 0°, структура армирования [0]₁₃)

Свойства	Значения свойств при температуре испытания, °С			
	–60	20	120	145
Кажущийся предел прочности при межслойном сдвиге, МПа (ГОСТ 32659–2014)	94	83	62	53

Установлено, что кажущийся предел прочности при межслойном сдвиге образцов из углепластика марки ВКУ-69 при температуре испытания 20 °С составляет 83 МПа (среднее значение). Сохранение предела прочности при межслойном сдвиге образцов из углепластика марки ВКУ-69 при температурах испытаний –60 и +120 °С по средним значениям относительно значения при 20 °С составляет не менее 75 % для обеих температур; сохранение значения при температуре 145 °С (выше рабочей на 25 °С) – не менее 64 %.

Таблица 5

**Результаты испытаний кажущегося предела прочности
при межслойном сдвиге образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200
(направление приложения нагрузки 0°, структура армирования [0]₁₃)**

Свойства	Значения свойств при температуре испытания, °С			
	–60	20	120	145
Кажущийся предел прочности при межслойном сдвиге, МПа (ГОСТ 32659–2014)	61	55	55	47

Установлено, что кажущийся предел прочности при межслойном сдвиге образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200 при температуре испытания 20 °С составляет 55 МПа (среднее значение). Сохранение предела прочности при межслойном сдвиге образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200 при температурах испытаний –60, +120 и +145 °С относительно значения при 20 °С составляет не менее 85 % для каждой температуры.

Таблица 6

**Результаты испытаний ударной вязкости по методу Шарпи
образцов из углепластика марки ВКУ-69
(направление приложения нагрузки 0°, структура армирования [–45/0/+45/90]_{3s})**

Свойства	Значения свойств при температуре испытания, °С	
	20	120
Ударная вязкость по методу Шарпи, кДж/м ² (ГОСТ 4647–2015)	171	173

Установлено, что ударная вязкость по методу Шарпи образцов из углепластика марки ВКУ-69 при температуре испытания 20 °С составляет 171 кДж/м² (среднее значение). Ударная вязкость образцов из углепластика марки ВКУ-69 при температуре испытания 120 °С относительно значения при 20 °С сохраняется полностью.

Таблица 7

**Результаты испытаний ударной вязкости по методу Шарпи
образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200
(направление приложения нагрузки 0°, структура армирования [–45/0/+45/90]_{3s})**

Свойства	Значения свойств при температуре испытания, °С	
	20	120
Ударная вязкость по методу Шарпи, кДж/м ² (ГОСТ 4647–2015)	97	101

Установлено, что ударная вязкость по методу Шарпи образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200 при температуре испытания 20 °С составляет 97 кДж/м² (среднее значение). Сохранение ударной вязкости образцов углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200, как и в случае углеродной ленты, при температуре испытания 120 °С относительно значения при 20 °С также сохраняется полностью.

Таблица 8

Результаты испытаний предела прочности при сжатии после удара образцов из углепластика марки ВКУ-69 (направление приложения нагрузки 0°, структура армирования [–45/0/+45/90]_{3s})	
Свойства	Значения свойств при температуре испытания 20 °С
Предел прочности при сжатии после удара, МПа (ГОСТ 33495–2015)	146

Установлено, что предел прочности при сжатии после удара образцов из углепластика марки ВКУ-69 при температуре испытания 20 °С составляет 146 МПа (среднее значение).

Таблица 9

Результаты испытаний предела прочности при сжатии после удара образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200 (направление приложения нагрузки 0°, структура армирования [–45/0/+45/90]_{3s})	
Свойства	Значения свойств при температуре испытания 20 °С
Предел прочности при сжатии после удара, МПа (ГОСТ 33495–2015)	190

Установлено, что предел прочности при сжатии после удара образцов из углепластика марки ВКУ-69/ВТкУ-2.200 при температуре испытания 20 °С составляет 190 МПа (среднее значение).

Из приведенных данных видно, что в целом общие тенденции изменения свойств под воздействием внешних факторов в паре «однонаправленная лента–ткань» приблизительно одинаковые.

Одной из возможных областей применения разработанных углепластиков может быть формовка корпусных панелей различной техники, а с учетом того, что при их изготовлении возникает потребность выкладки деталей переменной толщины, проведены опытно-технологические работы по изготовлению конструктивно-подобных образцов (КПО) такой обшивки с использованием семипрега как на основе тканого, так и ленточного наполнителей.

Выбран формообразующий криволинейный элемент (оснастка) для изготовления КПО обшивки панели корпусной конструкции, имеющий криволинейные внутренние и внешние радиусы перегибов, имитирующий фрагмент обшивки сложной формы, эскиз которого представлен на рис. 4.

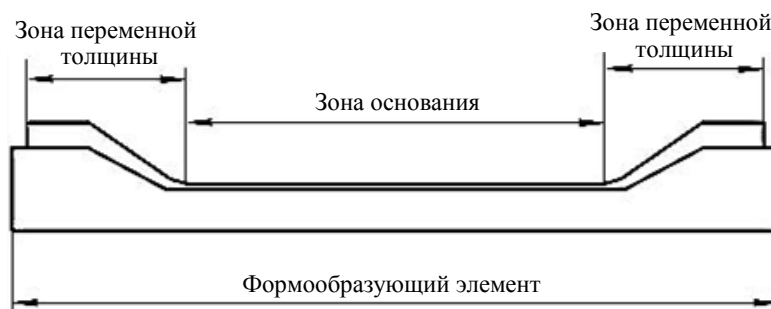


Рис. 4. Эскиз формообразующего криволинейного элемента и конструктивно-подобного образца

С учетом ранее разработанной технологии изготовления ПКМ вакуумным формованием, изготовлены КПО размером 350×200 мм и толщиной от 2,5 до 10,5 мм с использованием семипрегов на основе углеродных наполнителей (ленты и ткани). Проведен раскрой семипрегов и выкладка семипрегов, жертвенной ткани и дренажного материала. Сборку технологического пакета осуществляли при помощи стандартного набора вспомогательных материалов для сборки пакетов такого рода, в которых рабочая температура не менее 200 °С (с учетом максимальной температуры отверждения связующего).

По отработанной ранее для плоских образцов технологии выполнено вакуумирование технологических пакетов и проведено формование КПО по установленному температурному режиму. Внешний вид полученных КПО с использованием семипрегов углепластиков марок ВКУ-69 и ВКУ-69/ВТкУ-2.200 представлен на рис. 5.

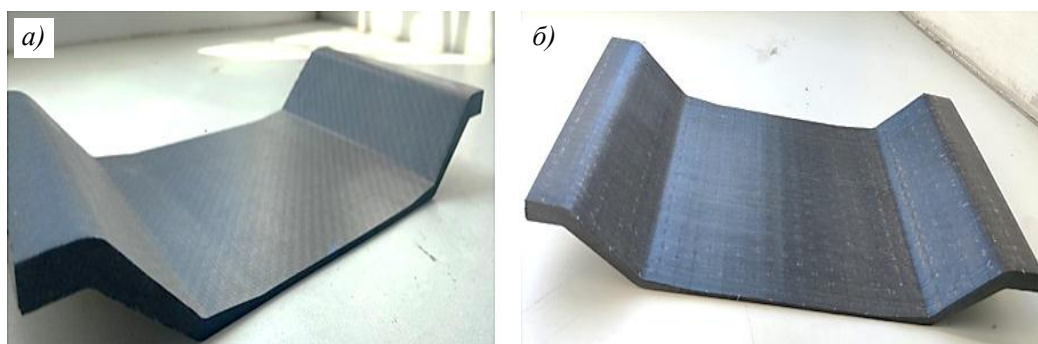


Рис. 5. Внешний вид конструктивно-подобного образца с использованием семипрегов углепластиков ВКУ-69 (а) и ВКУ-69/ВТкУ-2.200 (б)

Изготовленные КПО раскроены на образцы из различных областей для проведения соответствующих испытаний:

- неразрушающего ультразвукового контроля;
- определения плотности;
- определения методом рентгенографического контроля объемной доли пор образцов;
- определения степени отверждения образцов.

Для проведения неразрушающего контроля использовали ультразвуковой дефектоскоп в комплекте с преобразователем на фазированной решетке с рабочей частотой 5 МГц. Для сохранения и анализа результатов контроля использовали двухкоординатный сканер с необходимым программным обеспечением. Исследования проводили высокочастотным эхо-импульсным методом с чувствительностью контроля, эквивалентной выявлению плоскодонного отражателя диаметром 5 мм. По результатам контроля КПО оказалось, что дефектов площадью больше, чем площадь плоскодонного отражателя диаметром 5 мм, не обнаружено.

На рис. 6 на примере КПО на основе семипрега марки ВКУ-69 представлена схема вырезки образцов из изготовленных КПО на основе семипрегов углепластиков марок ВКУ-69/ВТкУ-2.200 и ВКУ-69 с расшифровкой нумерации образцов и указанием их размеров. Видно, что образцы взяты из различных областей изделия с учетом разнотолщинности и различных углов наклона материала в образце.

В табл. 10 представлены полученные результаты исследований свойств образцов, вырезанных из КПО на основе семипрегов углепластиков марок ВКУ-69 и ВКУ-69/ВТкУ-2.200.

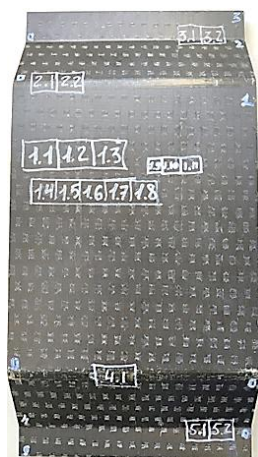


Рис. 6. Схема вырезки образцов из конструктивно-подобного образца, изготовленного из семипрега марки ВКУ-69, где образцы 1.1, 1.2, 1.3, 2.1, 2.2, 3.1, 3.2, 4.1, 5.1, 5.2 (размер 20×20 мм) – для исследования объемной доли пор; образцы 1.4, 1.5, 1.6, 1.7, 1.8 (размер 15×15 мм) – для исследования плотности; образцы 1.9, 1.10, 1.11 (размер 4×4 мм) – для определения степени отверждения углепластика

Таблица 10

**Результаты исследований свойств образцов,
вырезанных из изготовленных конструктивно-подобных образцов**

Свойства	Значения свойств для образцов с использованием семипрега углепластика марки	
	ВКУ-69	ВКУ-69/ВТКУ-2.200
Плотность, кг/м ³	1541	1566
Объемная доля пористости, %	Не более 0,38	Не более 0,62
Степень отверждения, %	99,1	99,2

На рис. 7 представлена визуализация образцов, вырезанных из изготовленных КПО на основе семипрегов углепластиков марок ВКУ-69 и ВКУ-69/ВТКУ-2.200, при проведении рентгеновской компьютерной томографии.

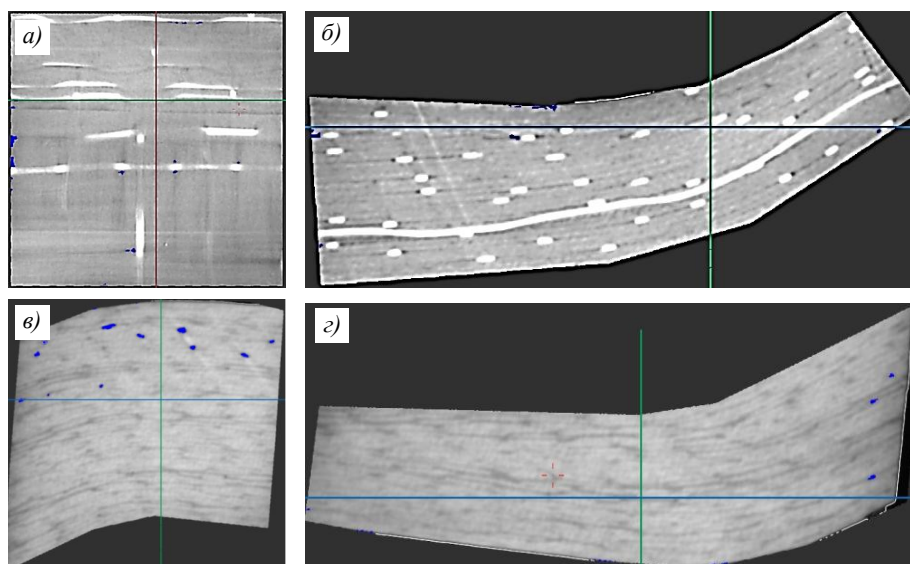


Рис. 7. Визуализация образцов, вырезанных из изготовленных конструктивно-подобных образцов на основе семипрегов углепластиков марок ВКУ-69 (а, б) и ВКУ-69/ВТКУ-2.200 (в, г) при проведении рентгеновской компьютерной томографии

Установлено, что плотность образцов, вырезанных из КПО на основе семипрегов марок ВКУ-69 и ВКУ-69/ВТКУ-2.200, не превышает 1600 кг/м^3 , что является типичным для углепластиков. Полученные значения объемной доли пористости значительно <1 , что подтверждает то, что разработанный процесс изготовления ПКМ способом вакуумного формования семипрегов обеспечивает изготовление низкопористого материала, что в свою очередь гарантирует изготовление высококачественного материала.

Подтверждение получил и режим отработанного процесса отверждения углепластиков. Из данных табл. 10 видно, что степень отверждения образцов, вырезанных из изготовленных КПО, для каждого из материалов составляет $>99\%$, что свидетельствует о полной конверсии используемого связующего в семипрегах [37].

Заключения

Применение метода вакуумного формования семипрегов чрезвычайно перспективно для изготовления ПКМ. Получаемые свойства пластиков, в первую очередь объемное содержание пор, по значениям приближаются к максимальным значениям, получаемым при автоклавном формовании. При тщательном соблюдении всех технологических требований по методологии сборки технологического пакета и полностью проведенном предварительном вакуумировании возможно получение материала с минимальными дефектами и отсутствием расслоений. Применение сухой текстильной составляющей в семипрегах позволяет облегчить процесс вакуумирования технологического пакета относительно использования «чистых» препреговых технологий. Метод вакуумного формования позволяет снизить стоимость процесса изготовления ПКМ по отношению к автоклавному формованию, поэтому возможно его использование при изготовлении низко- и средненагруженных конструкций.

Список источников

1. 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.
2. 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.
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. Михайлин Ю.А. Волокнистые полимерные композиционные материалы в технике. СПб.: Научные основы и технологии, 2013. 720 с.
5. Irving P.E., Soutis C. Polymer composites in the aerospace industry. Sawston, Cambridge: Woodhead Publishing, 2019. 536 p.
6. Dang C., Bernetic K., Carter E., Butler G. Mechanical comparison of out-of autoclave prepreg part to conventional autoclave prepreg part // American Helicopter Society: 67th Annual Forum. 2011. URL: https://www.researchgate.net/publication/267687773_Mechanical_Comparison_of_Out-of-Autoclave_Prepreg_Part_to_Conventional_Autoclave_Prepreg_Part (дата обращения: 14.07.2024).
7. Berring N.S., Renieri M.P., Bond G.G., Palmer D.J. Autoclave vs. Non-Autoclave: A comparison of hat-stiffened subcomponents by static and fatigue testing and related non-destructive evaluations // 2012 SAMPE International Symposium and Exhibition-Emerging Opportunities: Materials and Process Solutions. Baltimore MD, 2012. P. 23–25.
8. Farhang L., Fernlund G. Experimental study of void evolution in partially impregnated prepreps // Journal of Composite Materials. 2019. Vol. 54. P. 1511–1523.
9. Levy A., Kratz J., Hubert P. Air evacuation during vacuum bag only prepreg processing of honeycomb sandwich structures: In-plane air extraction prior to cure // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2015. Vol. 68. P. 365–376.

10. Umemoto Y., Gouke M., Mashima Y. Out of autoclave material «semi-preg». Technical development of resin transfer molding // *Proceedings of the 18th International Conference on Composite materials*. 2011. P. 45–47. URL: [https://www.iccm-central.org/Proceedings/ICCM18proceedings/data/2.%20Oral%20Presentation/Aug25\(Thursday\)/Th05%20Carbon%20and%20Ceramic%20Matrix%20Composites/Th05-2-IF1563.pdf](https://www.iccm-central.org/Proceedings/ICCM18proceedings/data/2.%20Oral%20Presentation/Aug25(Thursday)/Th05%20Carbon%20and%20Ceramic%20Matrix%20Composites/Th05-2-IF1563.pdf) (дата обращения: 14.07.2024).
11. Resin composition, a fiber reinforced material having a partially impregnated resin and composites made therefrom: pat. US6139942, appl. 06.02.97; publ. 31.10.00.
12. Душин М.И., Донецкий К.И., Тимошков П.Н., Караваев Р.Ю. Исследование процесса безавтоклавного формования семипрегов на основе углеродных наполнителей (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2018. № 9 (69). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-21-31.
13. Varvani-Farahani A. Composite materials: characterization, fabrication and application-research challenges and directions // *Applied Composite Materials*. 2010. Vol. 17. Is. 2. P. 63–67.
14. Ridgard C. Out of autoclave composite technology for aerospace, defense and space structures // 54th SAMPE: Conference paper. Baltimore MD, 2009. P. 25–40.
15. Караваев Р.Ю., Городилова Н.А., Донецкий К.И. Изготовление полимерных композиционных материалов на основе семипрегов // *Труды ВИАМ*. 2023. № 5 (123). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-64-74.
16. Grunenfelder L.K., Centea T., Hubert P., Nutt S.R. Effect of room-temperature out-time on tow impregnation in an out-of-autoclave prepreg // *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2013. Vol. 45. P. 119–126.
17. Schechter S.G.K., Grunenfelder L.K., Nutt S.R. Air evacuation and resin impregnation in semi-pregs: effects of feature dimensions // *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites science*. 2020. Vol. 6. Is. 2. P. 101–114.
18. Tavares S.S., Michaud V., Manson J.A.E. Through thickness air permeability of prepregs during cure // *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2009. Vol. 40. P. 1587–1596.
19. Ma Y., Centea T., Nutt S.R. Defect reduction strategies for the manufacture of contoured laminates using vacuum BAG-only prepregs // *Polymer Composites*. 2017. Vol. 38. P. 2016–2025.
20. Levy A., Hubert P. Vacuum-bagged composite laminate forming processes: Predicting thickness deviation in complex shapes // *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2019. Vol. 126. P. 105568.
21. Naji M.I., Hoa S.V. Curing of thick angle-bend thermoset composite part: Curing process modification for uniform thickness and uniform fiber volume fraction distribution // *Journal of Composite Materials*. 2000. Vol. 34. P. 1710–1755.
22. Хрульков А.В., Караваев Р.Ю., Городилова Н.А., Донецкий К.И. Некоторые причины образования пор в полимерных композиционных материалах (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2023. № 6 (124). Ст. 07. <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-72-86.
23. Вешкин Е.А. Особенности безавтоклавного формования низкопористых ПКМ // *Труды ВИАМ*. 2016. № 2 (38). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-7-7.
24. Edwards W.T., Martinez P., Nutt S.R. Process robustness and defect formation mechanisms in unidirectional semipreg // *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*. 2020. Vol. 6. Is. 4. P. 198–211.
25. Sherwin G.R. Non-autoclave processing of advanced composite repairs // *International Journal of Adhesion and Adhesives*. 1999. Vol. 19. P. 155–159.
26. Takagaki K., Hisada S., Minakuchi S., Takeda N. Process improvement for out-of-autoclave prepreg curing supported by in-situ strain monitoring // *Journal of Composite Materials*. 2017. Vol. 51. P. 1225–1237.
27. Arafath A.R.A., Fernlund G., Poursartip A. Gas transport in prepregs: model and permeability experiments // *Proceedings of International Conference on Composite Materials*. 2009. URL: https://www.researchgate.net/publication/268290326_Gas_transport_in_prepregs_Model_and_permeability_experiments (дата обращения: 14.10.2024).
28. Kratz J., Hubert P. Anisotropic air permeability in out-of-autoclave prepregs: Effect on honeycomb panel evacuation prior to cure // *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2013. Vol. 49. P. 179–191.

29. Сидорина А.И., Сафронов А.М., Куцевич К.Е., Клименко О.Н. Углеродные ткани для изделий авиационной техники // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-47-58.
30. Amirkhosravi M., Pishvar M., Altan M.C. Improving laminate quality in wet lay-up/vacuum bag processes by magnet assisted composite manufacturing (MACM) // Composites – Part A: Applied Science and Manufacturing. 2017. Vol. 98. P. 227–237.
31. 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.
32. 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: 01.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
33. Aleksendri D., Carlone P., Cirovic V. Optimization of the temperature-time curve for the curing process of thermoset matrix composites // Applied Composite Materials. 2016. Vol. 23. Is. 5. P. 1047–1063.
34. Helmus R., Centea T., Hubert P., Hinterhölzl R. Out-of-autoclave prepreg consolidation: coupled air evacuation and prepreg impregnation modeling // Journal of Composite Materials. 2015. Vol. 50. Is. 10. P. 1403–1413.
35. Пузырецкий Е.А., Донецкий К.И., Шабалин Л.П., Караваев Р.Ю., Савинов Д.В. Теоретико-экспериментальное исследование вакуумного формования семипрегов на основе углеродных наполнителей (ленты и ткани) и расплавного эпоксидного связующего // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
36. Mujahid Y., Sallih N., Abdullah M.Z. A Comparison of Single-Vacuum-Bag and Double-Vacuum-Bag Methods for Manufacturing High-Quality Laminated Composites // Advances in Manufacturing Engineering. Lecture Notes in Mechanical Engineering / Eds S.S. Emamian, M. Awang, F. Yusof. Singapore: Springer, 2020. P. 74–79. DOI: 10.1007/978-981-15-5753-8_42.
37. Антюфеева Н.В., Алексакин В.М., Столянков Ю.В. Определение степени отверждения ПКМ методами термического анализа // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 3 (36). С. 79–83. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-79-83.

References

1. 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.
2. 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.
3. Kablov E.N. The role of fundamental research in creating new generation materials. *Reports XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*; in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
4. Mikhailin Yu.A. *Fibrous polymer composite materials in engineering*. St. Petersburg: Scientific foundations and technologies, 2013, 720 p.
5. Irving P.E., Soutis C. *Polymer composites in the aerospace industry*. Sawston, Cambridge: Woodhead Publishing, 2019, 536 p.
6. Dang C., Bernetich K., Carter E., Butler G. Mechanical comparison of out-of autoclave prepreg part to conventional autoclave prepreg part. *American Helicopter Society: 67th Annual Forum*, 2011. Available at: https://www.researchgate.net/publication/267687773_Mechanical_Comparison_of_Out-of-Autoclave_Prepreg_Part_to_Conventional_Autoclave_Prepreg_Part (accessed: July 14, 2024).
7. Berring N.S., Renieri M.P., Bond G.G., Palmer D.J. Autoclave vs. Non-Autoclave: A comparison of hat-stiffened subcomponents by static and fatigue testing and related non-destructive evaluations. *2012 SAMPE International Symposium and Exhibition-Emerging Opportunities: Materials and Process Solutions*. Baltimore MD, 2012, pp. 23–25.
8. Farhang L., Fernlund G. Experimental study of void evolution in partially impregnated prepreps. *Journal of Composite Materials*, 2019, vol. 54, pp. 1511–1523.

9. Levy A., Kratz J., Hubert P. Air evacuation during vacuum bag only prepreg processing of honeycomb sandwich structures: In-plane air extraction prior to cure. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, vol. 68, pp. 365–376.
10. Umemoto Y., Gouke M., Mashima Y. Out of autoclave material «semi-preg». Technical development of resin transfer molding. *Proceedings of the 18th International Conference on Composite materials*, 2011, pp. 45–47. Available at: [https://www.iccm-central.org/Proceedings/ICCM18proceedings/data/2.%20Oral%20Presentation/Aug25\(Thursday\)/Th05%20Carbon%20and%20Ceramic%20Matrix%20Composites/Th05-2-IF1563.pdf](https://www.iccm-central.org/Proceedings/ICCM18proceedings/data/2.%20Oral%20Presentation/Aug25(Thursday)/Th05%20Carbon%20and%20Ceramic%20Matrix%20Composites/Th05-2-IF1563.pdf) (accessed: July 14, 2024).
11. *Resin composition, a fiber reinforced material having a partially impregnated resin and composites made therefrom*: pat. US6139942, appl. 06.02.97; publ. 31.10.00.
12. Dushin M.I., Donetskiy K.I., Timoshkov P.N., Karavaev R.Yu. Research of process of out-of-autoclave formation semi-pregs on the basis of carbon fillers (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 9 (69), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-21-31.
13. Varvani-Farahani A. Composite materials: characterization, fabrication and application-research challenges and directions. *Applied Composite Materials*, 2010, vol. 17, is. 2, pp. 63–67.
14. Ridgard C. Out of autoclave composite technology for aerospace, defense and space structures. *54th SAMPE: Conference paper*. Baltimore MD, 2009, pp. 25–40.
15. Karavaev R.Yu., Gorodilova N.A., Donetskiy K.I. Production of polymer composite materials based on semipregs. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-64-74.
16. Grunenfelder L.K., Centea T., Hubert P., Nutt S.R. Effect of room-temperature out-time on tow impregnation in an out-of-autoclave prepreg. *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, vol. 45, pp. 119–126.
17. Schechter S.G.K., Grunenfelder L.K., Nutt S.R. Air evacuation and resin impregnation in semi-pregs: effects of feature dimensions. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 2020, vol. 6, is. 2, pp. 101–114.
18. Tavares S.S., Michaud V., Manson J.A.E. Through thickness air permeability of prepregs during cure. *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, vol. 40, pp. 1587–1596.
19. Ma Y., Centea T., Nutt S.R. Defect reduction strategies for the manufacture of contoured laminates using vacuum BAG-only prepregs. *Polymer Composites*, 2017, vol. 38, pp. 2016–2025.
20. Levy A., Hubert P. Vacuum-bagged composite laminate forming processes: Predicting thickness deviation in complex shapes. *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2019, vol. 126, p. 105568.
21. Naji M.I., Hoa S.V. Curing of thick angle-bend thermoset composite part: Curing process modification for uniform thickness and uniform fiber volume fraction distribution. *Journal of Composite Materials*, 2000, vol. 34, pp. 1710–1755.
22. Hrulkov A.V., Karavaev R.Yu., Gorodilova N.A., Donetskiy K.I. Some causes of voids formation in polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-72-86.
23. Veshkin E.A. Features of out-of-autoclave forming of poor-porous PCM. *Trudy VIAM*, 2016, no. 2 (38), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 26, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-7-7.
24. Edwards W.T., Martinez P., Nutt S.R. Process robustness and defect formation mechanisms in unidirectional semipreg. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 2020, vol. 6, is. 4, pp. 198–211.
25. Sherwin G.R. Non-autoclave processing of advanced composite repairs. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 1999, vol. 19, pp. 155–159.
26. Takagaki K., Hisada S., Minakuchi S., Takeda N. Process improvement for out-of-autoclave prepreg curing supported by in-situ strain monitoring. *Journal of Composite Materials*, 2017, vol. 51, pp. 1225–1237.
27. Arafath A.R.A., Fernlund G., Poursartip A. Gas transport in prepregs: model and permeability experiments. *Proceedings of International Conference on Composite Materials*, 2009. Available at: https://www.researchgate.net/publication/268290326_Gas_transport_in_prepregs_Model_and_permeability_experiments (accessed: October 14, 2024).

28. Kratz J., Hubert P. Anisotropic air permeability in out-of-autoclave prepregs: Effect on honeycomb panel evacuation prior to cure. *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, vol. 49, pp. 179–191.
29. Sidorina A.I., Safronov A.M., Kutsevich K.E., Klimenko O.N. Carbon fabrics for aircraft products. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 26, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-47-58.
30. Amirkhosravi M., Pishvar M., Altan M.C. Improving laminate quality in wet lay-up/vacuum bag processes by magnet assisted composite manufacturing (MACM). *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, vol. 98, pp. 227–237.
31. 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.
32. 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: November 01, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
33. Aleksendri D., Carlone P., Cirovic V. Optimization of the temperature-time curve for the curing process of thermoset matrix composites. *Applied Composite Materials*, 2016, vol. 23, is. 5, pp. 1047–1063.
34. Helmus R., Centea T., Hubert P., Hinterhölzl R. Out-of-autoclave prepreg consolidation: coupled air evacuation and prepreg impregnation modeling. *Journal of Composite Materials*, 2015, vol. 50, is. 10, pp. 1403–1413.
35. Puzyretskiy E.A., Donetskiy K.I., Shabalin L.P., Karavaev R.Yu., Savinov D.V. Theoretical and experimental study of the vacuum forming of semipregs based on carbon fillers (tapes and fabric) and melting epoxy binding. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 01, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
36. Mujahid Y., Sallih N., Abdullah M.Z. A Comparison of Single-Vacuum-Bag and Double-Vacuum-Bag Methods for Manufacturing High-Quality Laminated Composites. *Advances in Manufacturing Engineering. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Eds S.S. Emamian, M. Awang, F. Yusof. Singapore: Springer, 2020, pp. 74–79. DOI: 10.1007/978-981-15-5753-8_42.
37. Antyufeeva N.V., Aleksashin V.M., Stolyankov Yu.V. Polymer composite curing degree evaluation by thermal analysis test methods. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 3 (36), pp. 79–83. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-79-83.

Информация об авторах

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

Каравасев Роман Юрьевич, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Быстрикова Дарья Владимировна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Грачева Алена Дмитриевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ткачук Александр Иванович, начальник сектора, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Roman Yu. Karavaev, Deputy Head of the Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Daria V. Bystrikova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alyona D. Gracheva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anatoly I. Tkachuk, Head of Sector, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.02.2025.

The article was submitted 30.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.02.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-100-111

МОЛНИЕЗАЩИТНОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ ПЛЕНКИ С ИНТЕГРИРОВАННОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕТКОЙ

А.Г. Гуняева¹, О.Н. Клименко¹

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

Аннотация. Рассмотрены современные подходы к молниезащите конструкций из полимерных композиционных материалов, выходящих на внешний контур летательных аппаратов. Представлена новая разработка НИЦ «Курчатовский» институт» – ВИАМ – молниезащитное покрытие марки ВМЗП-1, представляющее собой выравнивающую композиционную пленку с интегрированным металлическим слоем, в качестве которого можно использовать металлические перфорированные фольги или металлические вязаные проволочные сетки различной поверхностной плотности. Приведены основные свойства разработанного молниезащитного покрытия марки ВМЗП-1 и результаты испытаний элементарных образцов на молниестойкость.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, молниезащита, металлические перфорированные фольги, металлические вязаные проволочные сетки, композиционные выравнивающие пленки

Для цитирования: Гуняева А.Г., Клименко О.Н. Молниезащитное покрытие на основе полимерной композиционной пленки с интегрированной металлической сеткой // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-100-111.

Scientific article

LIGHTNING PROTECTION COATING BASED ON POLYMER COMPOSITE FILM WITH INTEGRATED METAL MESH

A.G. Gunyaeva¹, O.N. Klimenko¹

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

Abstract. The article considers modern approaches to lightning protection of structures from PCM that extending to the outer circuit of aircrafts. A The lightning protection coating named VMPZ-1 is new development of the NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, which is a leveling composite film with an integrated metal layer that can be used as metal perforated foils or metal knitted wire nets of various surface densities. The basic properties of the developed lightning coating VMZP-1 and the results of testing elementary samples for lightning resistance are given here.

Keywords: polymer composite materials, lightning protection, metal perforated foils, metal knitted wire mesh, composite leveling films

For citation: Gunyaeva A.G., Klimenko O.N. Lightning protection coating based on polymer composite film with integrated metal mesh. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-100-111.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) – одно из стремительно развивающихся направлений современного материаловедения. Само слово «композиционный» означает многокомпонентный с существенно различающимися физическими и/или химическими свойствами, что в свою очередь дает безграничные возможности для проведения эксперимента и получения новых видов материалов с улучшенными характеристиками, в том числе со специальными свойствами.

Благодаря этому преимуществу доля ПКМ в различных отраслях промышленности только увеличивается, и авиационная отрасль, где вопросы весовой эффективности, реализации повышенных упруго-прочностных характеристик и специальных свойств материалов в конструкции остаются актуальными уже много десятилетий [1], – не исключение.

Большую часть жизненного цикла авиационная техника проводит в условиях эксплуатации в атмосфере, и обеспечение безопасности полетов является приоритетной задачей для авиаконструктора [2] и разработчика материалов для деталей и сборочных единиц летательного аппарата. К одному из красивейших и опаснейших атмосферных явлений относится гроза, при которой внутри облаков или между облаками и земной поверхностью возникают электрические разряды молнии различной интенсивности. По статистике, самолет подвергается удару молнии 1–2 раза в год. При попадании молнии в авиационную технику ток проходит через обшивку, самолет работает как клетка Фарадея, отводя разряд. При попадании молнии в самолет возможны локальные повреждения обшивки, временные сбои электроники, а иногда и возгорание топливных баков, что может привести к трагическим последствиям и гибели сотен людей, поэтому вопрос молниезащиты авиационной техники имеет особое значение.

Когда в конструкции авиационной техники применяли только различные виды металлов [3], этот вопрос решался сам собой: металлы – это материалы, хорошо проводящие электрический ток (проводники), поэтому при попадании электрического разряда молнии в металлическую часть самолета ток стекал по внешней аэродинамической поверхности в атмосферу, оставляя при сильном разряде след (прогар).

Однако в настоящее время в конструкции авиационной техники присутствует >50 % ПКМ: стекло- и органопластики, которые относятся к диэлектрикам и не проводят электрический ток, и углепластики, являющиеся полупроводниковыми материалами, но их электропроводности недостаточно, чтобы быстро свести электрический заряд с поверхности летательного аппарата и предотвратить разрушение и деструкцию материала. При попадании разряда молнии в ПКМ происходят «термический шок» (мгновенный перегрев до температуры 30000 °С, что провоцирует расслоение, деструкцию поверхности и хрупкость материала) и электродинамические нагрузки (взрывное расширение плазмы создает ударную волну, вызывая также деламинацию, микротрещины в матрице, потерю прочности и устойчивости конструкции) [4].

Для обеспечения надежной и эффективной защиты авиационных конструкций, выполненных из ПКМ, от поражающих факторов разрядов молнии в самолетостроении традиционно применяют следующие меры [5]:

- конструкторские решения (токопроводящие металлические сетки (вязанные, просечно-вытяжные), шины различной поверхностной плотности, напыление металлов, заземление, которое обеспечивает путь для тока молнии без накопления заряда на поверхности, защита топливных баков в части предотвращения искр в зонах возможного удара);
- электронная защита (экранирование проводки, устройства защиты от перенапряжений);
- дополнительные меры (статистические разрядники, которые установлены на законцовках крыльев и отводят накопленный электрический заряд, снижая риск удара).

В данной статье рассмотрено конструкторское решение для защиты внешнего контура авиационной техники, выполненного из ПКМ, заключающееся в применении токопроводящих металлических сеток (вязаных, просечно-вытяжных).

В условиях современного отечественного производства изделий из ПКМ, выходящих на внешний контур авиационной техники, с применением молниезащитных металлических сеток используют следующую схему выкладки: пакет заготовки из слоев препрега ПКМ, например на основе равнопрочного углеродного наполнителя; изоляционный слой на основе стеклянной ткани; адгезионный слой на основе полимерного клея (как правило, поверхностной плотностью $\sim 300 \text{ г/м}^2$) для лучшего крепления (укладки); слой металлической сетки необходимой поверхностной плотности (от 70 до 200 г/м^2). В большинстве случаев клеевая пленка может быть уложена на металлический слой для формирования качественного антиэрозионного слоя на поверхности изделия. Затем пакет заготовки подвергается отверждению с последующим нанесением системы лакокрасочного покрытия [6].

Разработчики молниезащитных систем создают перспективные альтернативы имеющимся подходам, основываясь на стремлении уменьшить массу конструкции, снизить трудоемкость при производстве и сделать свое изобретение более передовым. Среди зарубежных разработок большую популярность приобрели молниезащитные покрытия на основе полимерных композиционных пленок, в которые могут быть интегрированы металлические сетки или перфорированные фольги различной плотности. Они сочетают легкость полимеров с электропроводностью металлов, обеспечивая безопасный отвод тока молнии [6]. К таким покрытиям относятся: композиционная клейкая пленка Surface Master™ 905 на основе эпоксидного связующего с перфорированной фольгой (алюминий, медь) (компания Solvay); препрег Strike Guard LSP с включениями перфорированных фольг из различных металлов (алюминий, медь, бронза и др.), интегрированных в эпоксидное связующее или клей (компания APCM (Adhesive Prepregs for Composite Manufacturers)); интегрированные системы на основе пленочных клеев Redux и эпоксидных препреговых связующих HexPly с включенной бронзовой, медной или алюминиевой вязаной сеткой или перфорированной фольгой (компания Hexcel Corporation); поверхностная пленка LOCTITE® EA 9845 LC AERO (компания Henkel Corporation); поверхностная молниезащитная пленка 3M™ Scotch-Weld™ AF536 с эпоксидным связующим и молниезащитным проводником; поверхностная пленка TC235LS (компания Toray). Они предназначены для выравнивания и обеспечения антиэрозионной защиты внешней поверхности авиационной техники. Кроме того, доказано, что их использование значительно сокращает трудоемкость и увеличивает весовую эффективность конструкции, а это именно те задачи, на решение которых направлены основные усилия современных разработчиков материалов. Однако в отечественной практике в настоящее время отсутствуют такого типа материалы, так как до определенного момента применение зарубежных материалов было доступно с точки зрения как ценовой политики, так и международной обстановки.

Принцип действия таких покрытий прост: молния ударяет по поверхности самолета, ток мгновенно растекается по металлической сетке, энергия рассеивается по большой площади, тем самым предотвращая локальный перегрев и пробой обшивки из композиционного материала, далее ток отводится к заземленным элементам каркаса (например, через титановые заклепки), переходит на статистические разрядники и с потоком воздуха стекает в атмосферу [7]. Преимущества таких покрытий – масса, гибкость (драпируемость), коррозионная стойкость, ремонтпригодность.

В связи с общей тенденцией по развитию материалов отечественного производства в самолетостроении в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проведены работы по созданию полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем, которому присвоена марка ВМЗП-1, обладающего функцией молниезащиты и являющегося аналогом импортного материала типа LOCTITE® EA 9845 LC AERO.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 13.2. «Конструкционные ПКМ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-1 (рис. 1) в составе ПКМ применимо в качестве выравнивающего поверхностного слоя, для защиты от молниевых разрядов и снятия статического электричества с внешней аэродинамической поверхности летательных аппаратов, работающих в диапазоне температур от -60 до $+120$ °С, кратковременно до $+150$ °С, и совместимо в едином цикле формования [8] с препрегами линейки материалов на основе связующего ВСЭ-1212 (препрегами углепластиков типа ВКУ-29, ВКУ-39, ВКУ-25, применяемых в мотогондоле двигательных установок ПД-8 и ПД-14) [9].



Рис. 1. Внешний вид полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-1

В качестве интегрированной металлической медной сетки (см. таблицу) в молниезащитном полимерном пленочном покрытии могут использоваться [10]:

- вязанные и вязано-паяные сетки из медной металлической проволоки;
- просечно-вытяжные (перфорированные) медные металлические фольги.

Вязанные и вязано-паяные сетки из медной металлической проволоки и просечно-вытяжные (перфорированные) медные металлические фольги

Материал	Производитель	Марка	Поверхностная плотность, г/м ²
Вязанные и вязано-паяные медные сетки	ООО «НПЦ «УВИКОМ», г. Мытищи	СМПК-0,08	85
		СМПК-0,10	146
		СМПК-0,12	155
Просечно-вытяжные (перфорированные) металлические фольги	АО «ДКЗ», г. Дубна	СФМ-051-84	73,3
		СФМ-051-76	107,4
		СФМ-076-79	141,6
		СФМ-051-70	195,3
	ООО «Ультра», г. Магнитогорск (Магнитогорский завод прецизионных сеток)	Streck Air R2	73
		CuFA-51-73	
		Streck Air R2	107
		CuFA-51-107	
		Streck Air R2	142
		CuFA-76-142	
		Streck Air R2	195
		CuFA-76-195	

Вязаные и вязано-паяные сетки из металлической проволоки (рис. 2) – это хорошо зарекомендовавшее себя и применяющееся на протяжении многих лет традиционное решение для обеспечения молниезащиты композиционных авиационных конструкций, где требуется гибкость (драпируемость) и минимальная масса [11]. Их основное отличие от стандартных тканых сеток – уникальная структура, обеспечивающая повышенную стойкость к ударным нагрузкам и термоциклированию.

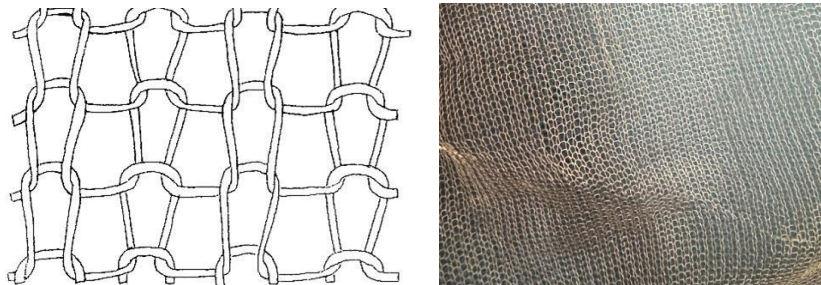


Рис. 2. Вид вязаных и вязано-паяных сеток из металлической проволоки

Вязаный тип сетки изготавливают из металлических проволоочных нитей диаметром 0,05–0,20 мм, которые на высокоскоростных станках между собой формируют петли, на выходе получается эластичное полотно с ячейками размером 1–5 мм. В вязано-паяном типе сетки после вязки узлы точно спаиваются медным припоем, образуется жесткий каркас с фиксированными размерами [12]. Основными преимуществами вязаных и вязано-паяных медных сеток являются:

- драпируемость (могут растягиваться на 30–50 %, повторяя форму сложных криволинейных поверхностей (носовая часть, кромки крыльев));
- ударная вязкость (петлистая структура поглощает энергию удара, например, града или щебня без разрыва);
- термостойкость (вязано-паянные сетки сохраняют целостность при повышенных температурах (300–400 °C));
- хорошая электропроводность и распределение тока (спаянные узлы создают непрерывные пути для тока молнии, увеличивая скорость отвода заряда, и минимизируют разрушение композита).

Исходя из перечисленных преимуществ, вязано-паяные медные сетки в авиации применяют для зон прямого удара молнии (носовой обтекатель, законцовки крыльев и стабилизаторов, пилоны двигателей) и радиопрозрачных зон, так как сетки с шагом ячейки >3 мм не экранируют радиоволны. Обычные вязаные сетки применяют на второстепенных поверхностях.

Просечно-вытяжные (перфорированные) металлические сетки (фольги) (рис. 3) – это современное решение для обеспечения молниезащиты композиционных авиационных конструкций в зонах прямого разряда молнии, где очень важна стабильность структуры покрытия [13]. Их применяют в современных лайнерах (Boeing, Airbus, Embraer) как эталон надежности. Просечно-вытяжные (перфорированные) металлические сетки (фольги) производят из цельного листа меди, а не из сплетенных проволок, что дает им уникальное преимущество для экстремальных зон воздействия тока молнии на самолет. Технология производства такого типа сеток заключается в следующем: тонкий медный лист (0,05–0,3 мм) пробивается ромбовидными или шестиугольными ножницами, создавая сквозные щели, далее лист растягивается в перпендикулярных направлениях, формируя ячеистую структуру с узлами связи, в зонах растяжения медь упрочняется, повышая сопротивление усталости [10].

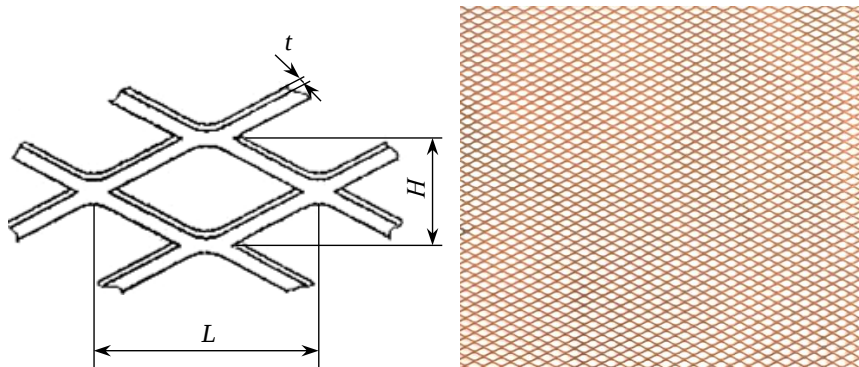


Рис. 3. Вид просечно-вытяжных (перфорированных) металлических сеток (фольг): H , L – длина короткой и длинной ромбовидной диагонали; t – исходная толщина материала

Основными преимуществами просечно-вытяжных (перфорированных) металлических сеток (фольг) являются:

- цельная структура (отсутствует риск расплетания или разрыва узлов, в отличие от вязанных сеток);
- высокая жесткость (сохраняет форму при выкладке на криволинейные поверхности);
- теплорассеивание (сплошные узлы связи эффективно отводят тепло (до 50 % эффективнее плетеных аналогов));
- коррозионная стойкость (отсутствие микрощелей снижает риск точечной коррозии);
- электропроводность за счет непрерывных токовых путей.

Основные недостатки – ограниченная эластичность (такие сетки не подходят для сильно криволинейных поверхностей) и сложность резки, так как требуется лазерная или гидроабразивная обработка, что может спровоцировать деформацию кромок.

Зоны применения в авиации просечно-вытяжных (перфорированных) металлических сеток (фольг) – это экстремальные зоны прямого удара молнии (носовой обтекатель, передние кромки крыльев, законцовки стабилизаторов), радиопрозрачные зоны и спутниковые антенны.

Просечно-вытяжные (перфорированные) металлические сетки (фольги) производства АО «ДКЗ» и ООО «Ультра» являются прямыми аналогами импортных сеток марки Dexmet (США), которые применяют в современных лайнерах и до 2020 г. использовали в гражданских изделиях отечественной авиационной техники.

Для полимерной основы молниезащитного покрытия марки ВМЗП-1 специально разработано расплавное эпоксидное связующее марки ВСЭ-78, обеспечивающее необходимые значения температуры стеклования в отвержденном состоянии (175–176 °С), что гарантирует рабочую температуру ≥ 120 °С, обладающее более длительной жизнеспособностью (по сравнению с другими экспериментальными композициями), а также необходимым уровнем вязкости [14], который не позволит связующему (в составе полимерного пленочного покрытия с интегрированной металлической сеткой) вытекать из сетки и равномерно растекаться по поверхности препрегов при их совмещении с покрытием [15].

Покрытие марки ВМЗП-1 изготавливают на специализированной установке методом совмещения (прикатки) металлического слоя сетки (фольги) с расплавным эпоксидным связующим, бумажной подложкой и полиэтиленовой защитной пленкой (рис. 4); покрытие поставляется в рулоне. Выпущена вся необходимая нормативная документация на материал, в том числе технические условия (ТУ 22.21.42-255-07545412–2025).

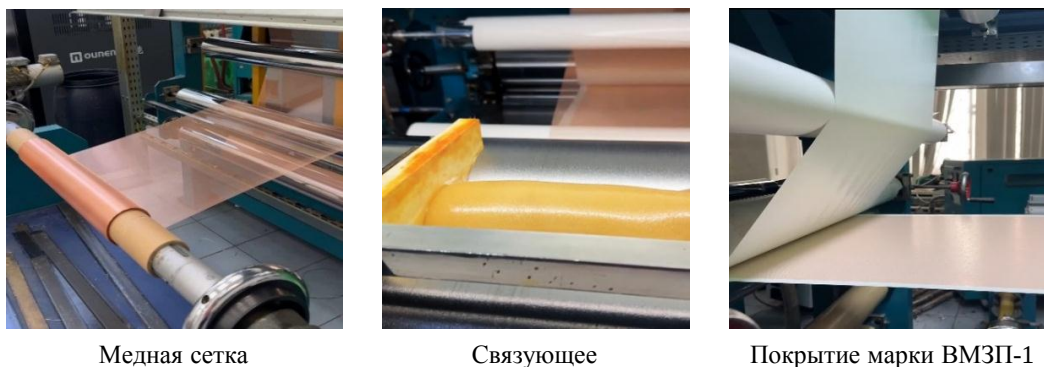


Рис. 4. Изготовление молниезащитного полимерного пленочного покрытия марки ВМЗП-1

Основные характеристики молниезащитного полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-1:

Массовая доля связующего в покрытии, %	55±10
Поверхностная плотность, г/м ² , покрытия с сеткой марки:	
СФМ 051-84, Streck Air R2 CuFA-51-73, МЭ-0,08/1, МЭ-0,08/2, СМПК	116–456
СФМ-076-79, Streck Air R2 CuFA-76-142	185–525
СФМ-051-70, Streck Air R2 CUFA-76-195	238–578
Время гелеобразования связующего в покрытии при температуре 150±2 °С, мин	25±10
Рабочая температура, °С	От –60 до +120 °С, кратковременно до +150 °С
Режим хранения при температуре, °С:	
20±3	20 сут (в том числе время выкладки 10 сут)
–(18±3)	6 мес. со дня изготовления
Режим переработки	Ступенчатый с конечной температурой отверждения 180 °С, покрытия совместимы с препрегами на основе эпоксидного связующего ВСЭ-1212

В мотогондоле двигательных установок ПД-8 и ПД-14 для защиты от молниевоего разряда ранее применяли импортные материалы – медную перфорированную фольгу фирмы Dexmet (США) [4]. Однако в связи с высокой стоимостью, длительными сроками поставки и впоследствии с невозможностью приобретения данного класса материалов по причине санкционной политики остро встал вопрос импортозамещения и подбора альтернативного варианта молниезащитного покрытия. Поскольку на тот момент отсутствовали прямые аналоги применяемых полимерных пленочных покрытий с металлическим слоем, начали использовать пленочные клеи ВК-36 и ВК-36А (с поверхностной плотностью 300 г/м²) и просечно-вытяжные (перфорированные) металлические фольги марок СФМ-051-84, СФМ-076-79, СФМ-051-70 производства АО «ДКЗ», которые являются аналогом линейки медных фольг фирмы Dexmet.

Пример конструктивной схемы выкладки пакета заготовки из ПКМ с молниезащитным покрытием представлен на рис. 5.

При использовании в схеме двух слоев пленочных клеев ВК-36 и ВК-36А (с поверхностной плотностью 300 г/м² каждый) и одного слоя просечно-вытяжной (перфорированной) металлической фольги марки СФМ-051-70 производства АО «ДКЗ» с максимальным значением поверхностной плотности 195 г/м² поверхностная плотность молниезащитного покрытия будет составлять ~795 г/м².

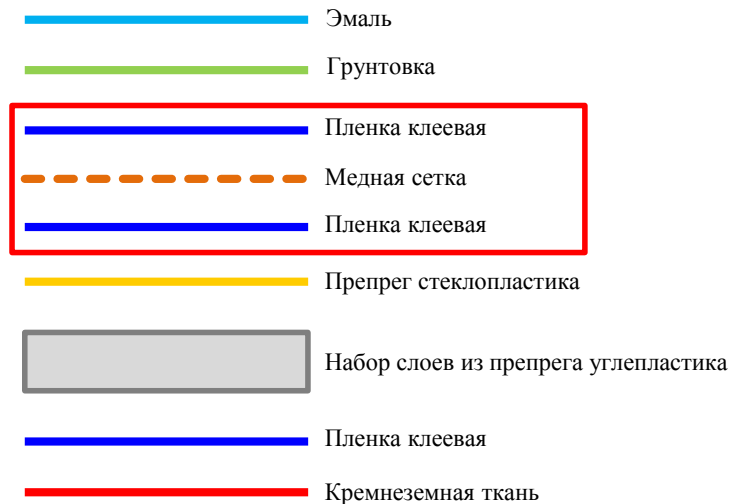


Рис. 5. Схема выкладки материалов для изготовления конструктивно-подобного образца из полимерного композиционного материала с молниезащитным покрытием с использованием двух слоев пленочного клея и металлической сетки

Поверхностная плотность одного слоя композиционного молниезащитного покрытия ВМЗП-1, включающего также металлический слой сетки марки СФМ-051-70, находится в интервале $238\text{--}578\text{ г/м}^2$ в зависимости от требований заказчика продукции в части нанесения полимерной пленки в соответствии с допусками по ТУ.

При использовании одного слоя покрытия ВМЗП-1 (рис. 6), в которое уже интегрирована металлическая сетка, возможно повышение весовой эффективности на 27–70 % в сравнении со стандартной схемой (два слоя клеевой пленки ВК-36 и один металлический слой).

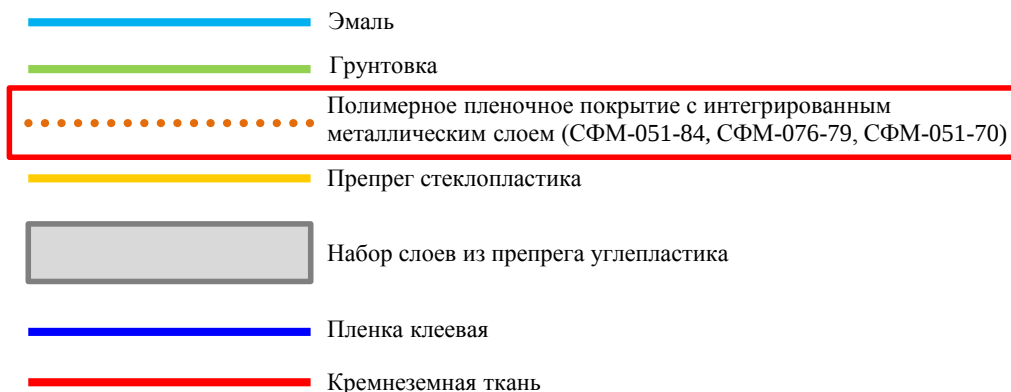


Рис. 6. Схема выкладки материалов для изготовления конструктивно-подобного образца с применением одного слоя молниезащитного покрытия марки ВМЗП-1

Для проведения испытаний на молниестойкость и оценки работоспособности молниезащитного покрытия за единый цикл формования изготовлены образцы размером $100\times 100\text{ мм}$ из углепластиков типа ВКУ-29 (на основе однонаправленной углеродной ткани полотняного плетения и эпоксидного связующего ВСЭ-1212) и типа ВКУ-39 (на основе равнопрочной углеродной ткани и эпоксидного связующего ВСЭ-1212) с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-1, в том числе с нанесенной системой лакокрасочного покрытия.

Проведены испытания элементарных образцов размером 100×100 мм на молниестойкость (согласно АП-25, Часть 25, п. 25.581 «Защита от молнии») на высоковольтном стенде в условиях воздействия смещающихся разрядов с параметрами $A + C$, имитирующих ток молнии (сила тока $I = 200$ кА, переносимый заряд $Q = 30$ Кл, по одному удару на каждый образец) [16].

В летной практике при попадании молнии в самолет после приземления проверяется наличие повреждений конструкции следующими методами: визуальный осмотр на оплавление/пробоины, инструментальный контроль (термография для определения скрытых дефектов, ультразвуковые исследования для оценки расслоения) [17], тестирование электроники.

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

Результаты и обсуждение

После испытания на молниестойкость также проведен анализ элементарных образцов с использованием визуального осмотра, замера площади повреждений и оценки их характера, высокочастотного эхоимпульсного метода путем сканирования преобразователем всей поверхности с целью определения образовавшихся внутренних дефектов.

Методами визуального осмотра и замера зоны повреждения установлено:

- на всех образцах после проведения испытания сквозной пробой (перфорации) не зафиксирован;
- на части образцов обнаружены выгорание связующего, разрыв верхних слоев молниезащитного покрытия диаметром до 30 мм, а также деструкция связующего вдоль углеродных волокон и выгорание системы лакокрасочного покрытия на поверхности всего образца.

Внешний вид, характерные повреждения и результаты исследования образцов высокочастотным эхоимпульсным методом приведены на рис. 7.

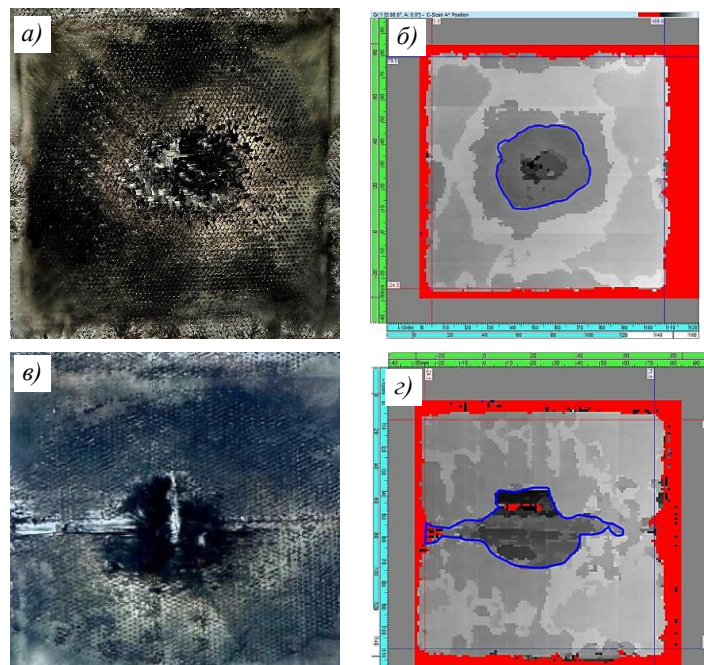


Рис. 7. Внешний вид (а, в) и спектрограммы ультразвукового контроля (б, г) образцов из углепластиков типа ВКУ-39 (а, б) и типа ВКУ-29 (в, г) с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-1 после проведения испытаний на молниестойкость

Площадь повреждения образцов из углепластика типа ВКУ-39 с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-1 составила от 352 до 1577 мм², при этом глубина повреждения достигла 0,1–0,7 мм при общей толщине образцов 2,55–2,60 мм. Площадь повреждения образцов из углепластика типа ВКУ-29 с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-1 составила от 485 до 1372 мм², при этом глубина повреждения достигла 0,1–0,9 мм при общей толщине образцов 2,50–2,60 мм.

Установлено, что в результате испытаний всех образцов повреждены 1–3 слоя углепластика, сквозной пробой отсутствует.

Заключения

Испытания на молниестойкость элементарных образцов углепластиков типов ВКУ-29 и ВКУ-39 с разработанным в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ молниезащитным полимерным пленочным покрытием с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-1 считаются зачетными, так как на всех образцах отсутствуют сквозные повреждения (перфорации).

С целью защиты интеллектуальной собственности, связанной с разработкой нового полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-1, получен патент РФ [14].

В конце 2025 г. будут проведены испытания на молниестойкость конструктивно-подобных элементов размером 500×500 мм, выполненных из углепластиков типов ВКУ-29 и ВКУ-39 с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-1. Результаты планируются к публикации после завершения испытаний и проведения исследований.

Благодарности

Авторы статьи выражают благодарность за научный вклад в разработку молниезащитного материала начальнику сектора лаборатории НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ» А.И. Ткачуку.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Роль государственных научных центров РФ в обеспечении национальной безопасности страны // Перспективные технологии для систем безопасности. 2023. № 1. С. 4–9.
2. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.
3. 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.
4. 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: 04.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
5. Саженов Н.А., Саженов А.Н. Молниезащитные покрытия мотогондол двигателей из полимерных композиционных материалов. Часть 1. Анализ существующих типов молниезащит // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2021. № 67. С. 43–55.
6. Чурсова Л.В., Панина Н.Н., Гребенева Т.А., Вишняков Л.Р. Материалы для систем молниезащиты полимерных композиционных материалов. Особенности изготовления (обзор, часть I) // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2023. № 9. С. 25–33.
7. Мишкин С.И., Клименко О.Н., Гуняева А.Г. Материалы для молниезащиты авиационной техники // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-84-92.

8. Вешкин Е.А., Славин А.В., Постнова М.В., Апалькова А.В. Роль температурно-временных условий отверждения в формировании свойств однонаправленного и равнопрочного углепластиков // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 2 (79). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-59-71.
9. Гуняева А.Г., Курносов А.О., Славин А.В. Опыт применения полимерных композиционных материалов разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в двигательных установках для самолетов гражданского назначения // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
10. Чурсова Л.В., Панина Н.Н., Гребенева Т.А., Вишняков Л.Р. Особенности использования электропроводящих вязаных проволочных сеток и перфорированных фольг при создании молниезащитных систем для полимерных углекомпозитных конструкций (обзор, часть II) // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2023. № 10. С. 18–26.
11. Ткаченко А.Н., Вишняков Л.Р., Гогаев К.А. и др. Медные микропровода для молниезащитных сеток трикотажной структуры // *Технологические системы*. 2009. № 4. С. 40–44.
12. Проводящий слой молниезащитного покрытия для полимерных композитов: пат. 2764853 Рос. Федерация; заявл. 26.05.21; опубл. 21.01.22.
13. Бойцов Б.В., Вишняков Л.Р., Казаков М.Е., Кривonos В.В. Инновационные конструктивно-технологические решения для молниезащиты авиационных конструкций из полимерных композиционных материалов // *Качество и жизнь*. 2020. № 2 (26). С. 74–81.
14. Полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем на основе термостойкого связующего: пат. 2839081 Рос. Федерация; заявл. 17.07.24; опубл. 28.04.25.
15. 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: 25.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
16. Бухаров С.В., Гуняева А.Г., Раскутин А.Е. Исследования зоны поражения молниезащитного покрытия из углепластиков высоковольтными разрядами, имитирующими токи молнии // *Научные труды (Вестник «МАТИ»)*. 2014. № 22 (94). С. 4–14.
17. Мурашов В.В., Косарина Е.И., Генералов А.С. Контроль качества авиационных деталей из полимерных композиционных материалов и многослойных клееных конструкций // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № 3. С. 65–70.

References

1. Kablov E.N. The role of state scientific centers of the Russian Federation in ensuring the national security of the country. *Perspektivnyye tekhnologii dlya sistem bezopasnosti*, 2023, no. 1, pp. 4–9.
2. Kablov E.N. Quality control of materials – a guarantee of the safe operation of aviation equipment. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2001, no. 1, pp. 3–8.
3. 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.
4. 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: June 04, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
5. Sazhenkov N.A., Sazhenkov A.N. Lightning protection coatings of engine nacelles made of polymer composite materials. Part 1. Analysis of existing types of lightning protection. *Vestnik PNIPU. Aerokosmicheskaya tekhnika*, 2021, no. 67, pp. 43–55.
6. Chursova L.V., Panina N.N., Grebeneva T.A., Vishnyakov L.R. Materials for lightning protection systems of polymer composite materials. Manufacturing features (review, part I). *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2023, no. 9, pp. 25–33.

7. Mishkin S.I., Klimenko O.N., Gunyaeva A.G. Materials for the lightnings protection of aviation engineering. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 24, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-84-92.
8. Chernyshev B.D., Kovalev A.D., Siluk N.P., Rojkov S.S., Shustov V.S., Ryzhkova G.S., Melnikov S.A. Microstructure and functional properties of bulk samples made from W–Ni–Cu pseudoalloy by cold isostatic pressure. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-59-71.
9. Gunyaeva A.G., Kurnosov A.O., Slavin A.V. Experience in the use of polymer composite materials developed by NRC «Kurchatov Institute» – VIAM in engines for civil aircraft. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
10. Chursova L.V., Panina N.N., Grebeneva T.A., Vishnyakov L.R. Features of the use of conductive knitted wire meshes and perforated foils in the creation of lightning protection systems for polymer carbon composite structures (review, part II). *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2023, no. 10, pp. 18–26.
11. Tkachenko A.N., Vishnyakov L.R., Gogaev K.A. et al. Copper microwires for knitted lightning protection meshes. *Tekhnologicheskiye sistemy*, 2009, no. 4, pp. 40–44.
12. *Conductive layer of lightning protection coating for polymer composites*: pat. 2764853 Rus. Federation; appl. 26.05.21; publ. 21.01.22.
13. Boytsov B.V., Vishnyakov L.R., Kazakov M.E., Krivonos V.V. Innovative design and technological solutions for lightning protection of aircraft structures made of polymer composite materials. *Kachestvo i zhizn*, 2020, no. 2 (26), pp. 74–81.
14. *Polymer film coating with an integrated metal layer based on a heat-resistant binder*: pat. 2839081 Rus. Federation; appl. 17.07.24; publ. 28.04.25.
15. Tkachuk A.I., Donetsk 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: May 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
16. Bukharov S.V., Gunyaeva A.G., Raskutin A.E. Research of the zone of damage of lightning protection coating made of carbon fiber reinforced plastics by high-voltage discharges simulating lightning currents. *Nauchnye trudy (Vestnik «MATI»)*, 2014, no. 22 (94), pp. 4–14.
17. Murashov V.V., Kosarina E.I., Generalov A.S. Quality control of aviation parts made from polymer composite materials and multilayers adhered constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 3, pp. 65–70.

Информация об авторах

Гуняева Анна Георгиевна, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Клименко Оксана Николаевна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anna G. Gunyaeva, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Oksana N. Klimenko, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.07.2025.
 The article was submitted 30.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.07.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-112-122

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЗАГОТОВКИ ЭЛЕМЕНТА ТЯГИ СИСТЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ ВЕРТОЛЕТОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОБЪЕМНО-АРМИРОВАННЫХ ПЛЕТЕННЫХ ПРЕФОРМ ИЗ УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА

К.И. Донецкий¹, Р.Ю. Караваев¹, Д.В. Быстрикова¹,
Д.А. Мельников¹, А.Д. Грачева¹, Н.А. Городилова¹

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

Аннотация. Разработана технология изготовления заготовки элемента тяги системы управления вертолетной техники с использованием объемно-армирующих плетеных преформ и расплавленного эпоксидного связующего российского производства. Определен оптимальный режим процесса пропитки под давлением и изготовления низкопористого материала без расслоений и дефектов в зоне «металлический закладной элемент – углепластик». Технология является перспективной для авиационной техники, судостроения, машиностроения при изготовлении сложных конструкций типа валов трансмиссии, тяг систем управления или специализированных приводов.

Ключевые слова: объемно-армирующая плетеная преформа, вакуумная инфузия, связующее, пропитка под давлением, углепластик, вал, трансмиссия

Для цитирования: Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Мельников Д.А., Грачева А.Д., Городилова Н.А. Изготовление заготовки элемента тяги системы управления вертолетов с применением объемно-армированных плетеных преформ из углеродного волокна // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-112-122.

Scientific article

MANUFACTURING OF A DRAFT ELEMENT OF A HELICOPTER CONTROL SYSTEM THRUST USING VOLUME-REINFORCED WOVEN CARBON FIBER PREFORMS

K.I. Donetskiy¹, R.Yu. Karavaev¹, D.V. Bystrikova¹,
D.A. Melnikov¹, A.D. Gracheva¹, N.A. Gorodilova¹

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 technology for manufacturing a blank of a thrust element of a helicopter control system using volumetric-reinforcing braided preforms and a melt epoxy binder of Russian production has been developed. The optimal mode for the process of impregnation under pressure and the manufacture of a low-porosity material without delamination and defects in the zone of a metal embedded element – carbon fiber has been determined. The technology is promising for aviation, shipbuilding, mechanical engineering in the manufacture of complex structures such as transmission shafts, control system rods or specialized drives.

Keywords: volumetric reinforcing braided preform, vacuum infusion, binder, pressure impregnation, carbon fiber, shaft, transmission

For citation: Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Melnikov D.A., Gracheva A.D., Gorodilova N.A. Manufacturing of a draft element of a helicopter control system thrust using volume-reinforced woven carbon fiber preforms. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-112-122.

Введение

Вертолетостроение в СССР и Российской Федерации было и остается важнейшей задачей государственной промышленной политики в области авиастроения, соответственно разработка и производство конкурентоспособных изделий вертолетной техники являются основным приоритетом развития отрасли [1–4]. Разработка и использование новых перспективных материалов обеспечивают динамичное развитие и технологическое будущее отрасли [5–7].

Одной из задач является снижение массы используемых в вертолетостроении конструкций как минимум с сохранением, а оптимально – с повышением уровня физико-механических свойств материалов и, соответственно, изделий на их основе. Замена материалов и технологии изготовления элементов тяг управления, валов трансмиссий или иных приводов, в настоящее время часто изготавливаемых из металлических сплавов (или в лучшем случае из препрегов ручной выкладки), весьма актуальна для уже разработанных и тем более для разрабатываемых перспективных летательных аппаратов [8–13]. В качестве примера на рис. 1 приведена типовая схема размещения элементов управления вертолетом.

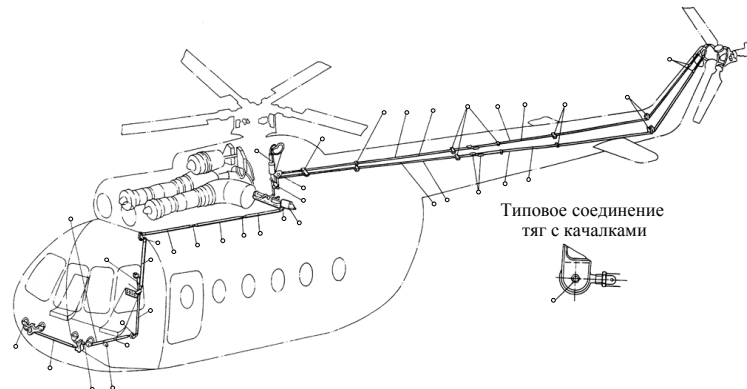


Рис. 1. Пример расположения элементов управления рулевым винтом (о) вертолета Ми-8

Тяги системы управления и аналогичные элементы состоят из трубчатого корпуса и двух законцовок, передающих осевые усилия и осевое управляющее перемещение или иное механическое движение.

Для изготовления тяг системы управления вертолетной техники в Российской Федерации часто используют металлические сплавы (иногда препреги), а за рубежом – полимерные композиционные материалы, в том числе на основе объемно-армирующих плетеных преформ, выпускаемых, например, компанией General Dynamics (США). Применение объемно-армирующих плетеных преформ позволяет за одну операцию получить конструкцию переменного сечения с заданными размерами и внедренным (при необходимости) соединительным элементом с использованием безавтоклавных технологий формования (зачастую пропитки под давлением или вакуумной инфузии).

Одним из способов изготовления трубчатых элементов конструкции является радиальное плетение, которое позволяет изготавливать армирующие преформы из практически любого волокна, такого как углеродное, стеклянное, базальтовое, органическое, и проектировать изделия с необходимым конструктору набором характеристик и, соответственно, потребительским диапазоном свойств. Применение пропитки низковязким расплавным связующим совместно с технологией плетения обеспечивает получение низкопористого высокопрочного материала. Использование полимерных композиционных материалов на основе объемно-армирующих плетеных преформ при изготовлении тяг системы управления вертолетной техники позволяет уменьшить массу

изделий по сравнению с металлическими сплавами, сократить производственный цикл и снизить долю ручного труда за счет автоматизации процесса производства [14–19]. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана технология изготовления заготовки элемента тяги системы управления вертолетной техники путем пропитки под давлением объемно-армирующей плетеной преформы из российского углеродного волокна расплавным эпоксидным связующим отечественного производства.

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

Материалы и методы

В качестве объекта исследования выбрана заготовка элемента тяги системы управления вертолетной техники на основе объемно-армированной плетеной преформы из углеродного волокна марки Umatex с углом армирования $\pm(45\pm 2)$ градусов (биаксиальное плетение) и связующего марки ВСЭ-62 разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, изготавливаемая методом пропитки под давлением (совместная пропитка с металлическим закладным элементом). Схема укладки волокна в биаксиальной преформе представлена на рис. 2.



Рис. 2. Биаксиальное плетение волокна

Важным этапом разработки технологии изготовления любого изделия из полимерных композиционных материалов является оптимальный выбор связующего, который отвечает всем аспектам технологии и позволит получить материал с необходимым набором свойств [20–23]. Из научно-технических литературных источников известно принципиальное влияние связующего на свойства получаемого полимерного материала, такие как прочность, тепло- и влагостойкость, стойкость к действию агрессивных сред и др. Связующее должно обеспечивать совместную работу армирующих волокон и образовывать непрерывно-наполненный материал, в котором матрица сохраняет структуру вплоть до разрушения волокна. Исключительно важным свойством связующего является технологичность применительно к конкретным технологическим процессам изготовления материалов, в частности полимерных композиционных.

В качестве такого связующего выбрано высокопрочное эпоксидное связующее расплавного типа марки ВСЭ-62, позволяющее успешно проводить пропитку под давлением плетеной преформы. Свойства эпоксидного связующего марки ВСЭ-62:

Кажущаяся вязкость по Брукфильду, Па·с (не более), при температуре, °С:

100±1	0,03
120±1 (после изотермической выдержки связующего при 120±1 °С в течение 2 ч)	0,045
Сохранение вязкости связующего при температуре переработки 100 °С, ч	6,5
Температура стеклования, °С (не менее)	165
Время гелеобразования при температуре 160±2 °С, мин	88

Необходимо отметить, что по вязкостным характеристикам указанное связующее можно успешно перерабатывать методами пропитки под давлением и вакуумной инфузии. Кроме того, следует обратить внимание на значительное время сохранения вязкости связующего (жизнеспособность) при температуре переработки ($100\text{ }^{\circ}\text{C}$), которое составляет 6,5 ч, что позволяет при необходимости повторно его использовать после нагрева в процессе пропитки волокнистого наполнителя (рис. 3) [20].

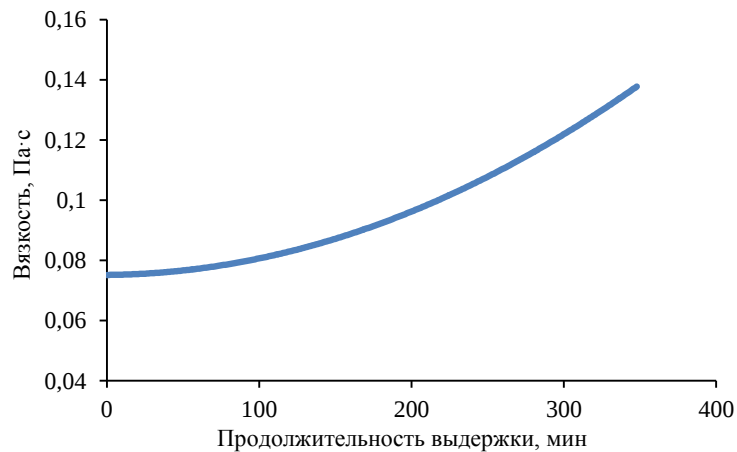


Рис. 3. Зависимость кажущейся вязкости связующего от продолжительности изотермической выдержки при температуре $100\text{ }^{\circ}\text{C}$

Пропитка объемно-армированной плетеной преформы выполняется при температуре $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, при которой вязкость связующего составляет $0,035\text{ Па}\cdot\text{с}$.

Заготовки элемента тяги системы управления, входящего в состав колонки несущего винта, представляют собой сборку из углепластикового цилиндра, изготовленного на основе плетеной преформы, и металлических закладных элементов (законцовок) (рис. 4).

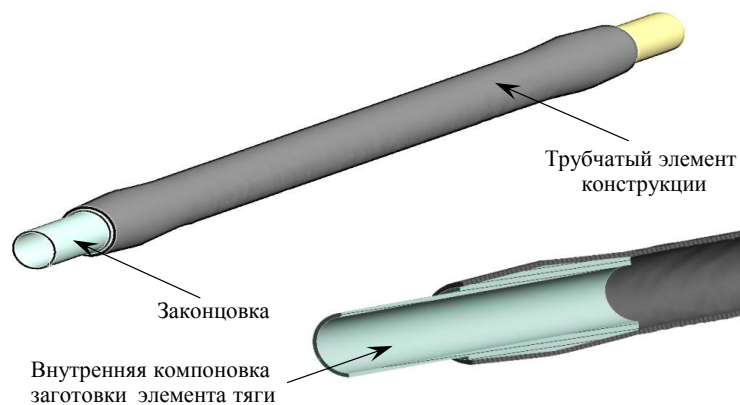


Рис. 4. Общий вид заготовки элемента тяги системы управления

Для получения плетеной преформы изготавливается специализированная оснастка, представляющая собой цилиндр необходимого диаметра и длины, выполненный из склеенных пенопласта и металлических законцовок.

В качестве материала для оснастки выбран пеноакрилимид марки ВПП-5 разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, который рекомендован в качестве легкого заполнителя для получения изделий сложной формы конструкционного назначения. Возможна также его обработка на токарном станке для достижения высокого качества

обрабатываемой поверхности и прочности изготавливаемой оснастки. Пеноакрилимид марки ВПП-5 может эксплуатироваться в интервале температур от -60 до $+150$ °С (при температуре 180 °С – до 50 ч), что является принципиальным для процесса отверждения расплавленного эпоксидного связующего при температуре 180 °С. В процессе отверждения связующего не происходит видимых изменений структуры пенопластовой сердцевины оснастки.

На рис. 5 представлены эскизы изготовленных металлических закладных элементов и оснастки из пеноакрилимидов.

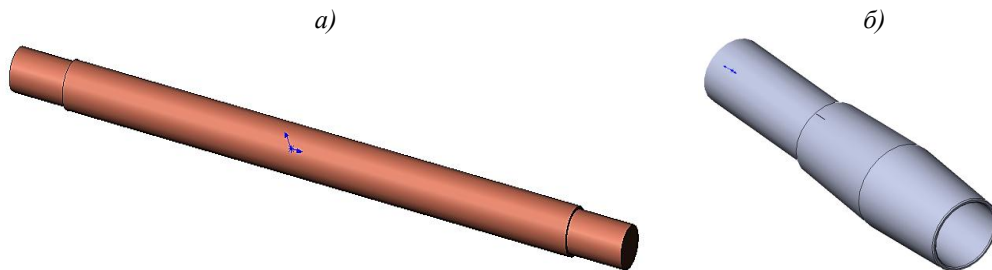


Рис. 5. Эскизы пенопластовой оснастки (а) и закладного элемента (б) для заготовки элемента тяги системы управления

На токарно-винторезном станке изготовлены металлические закладные элементы необходимого размера (рис. 6).



Рис. 6. Изготовление металлических закладных элементов

Необходимо отметить, что поверхность металлических закладных элементов, которая должна контактировать с объемно-армирующей плетеной преформой, дополнительно обработана на пескоструйном станке для повышения адгезии слоя «металл–углепластик».

На рис. 7 представлены стадии изготовления фрагментов цилиндрических оснасток из пенопласта и оснасток в сборе.

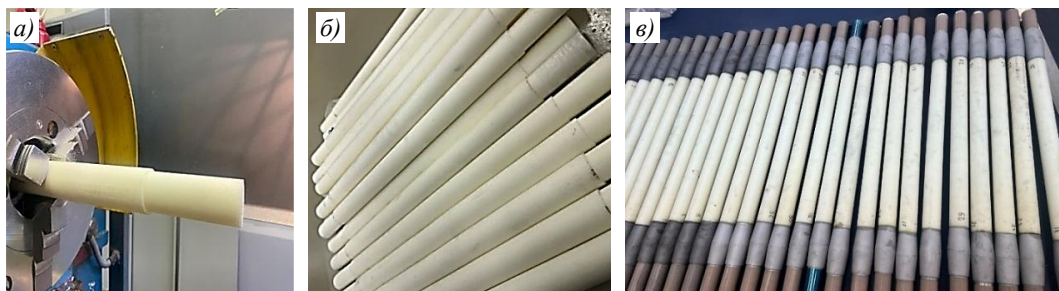


Рис. 7. Производство фрагмента оснастки из пеноакрилимидов (а, б) и изготовленные оснастки заготовки элемента тяги системы управления (в)

Следующей ответственной стадией изготовления заготовки элемента тяги системы управления является оплетка полученных оснасток углеродным волокном с биаксиальной схемой укладки на станке радиального плетения (рис. 8).



Рис. 8. Процесс оплетения оснастки с металлическими закладными элементами для изготовления заготовки элемента тяги системы управления углеродным волокном

Как видно на рис. 8, углеродное волокно оплетает оснастку без пропусков и «скальзывания» оплетки по всей длине. «Сдвигек» плетеной преформы с металлических закладных элементов также не происходило.

Результаты и обсуждение

Разработана и изготовлена специализированная оснастка для проведения пропитки под давлением плетеной преформы выбранным связующим (рис. 9). Необходимо было достичь определенного баланса между качественной поверхностью изготавливаемой детали, полностью покрытой впрыскиваемым связующим, и отсутствием его избытка как в углепластике, так и в оснастке. Избыток связующего отрицательно влияет на механические свойства изделия.

На рис. 10 приведено изображение изготовленных заготовок элементов тяги системы управления.

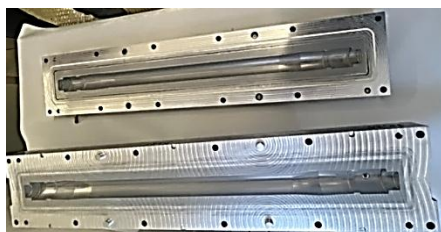


Рис. 9. Специализированная оснастка, предназначенная для изготовления заготовок элемента тяги системы управления пропиткой под давлением



Рис. 10. Заготовки элемента тяги системы управления вертолетной техники

В процессе исследования технологических режимов изготовления заготовки элемента тяги системы управления методом пропитки под давлением с использованием объемно-армирующей плетеной преформы из углеродного волокна связующим марки ВСЭ-62 варьировали и оптимизировали следующие основные параметры технологических режимов:

- температура и продолжительность сушки плетеной преформы перед проведением пропитки с целью удаления влаги, образующейся при ее изготовлении;
- вакуумное давление в пресс-форме – не менее 0,060 МПа;
- продолжительность пропитки под действием вакуумного давления в пресс-форме – не менее 5 мин;

- избыточное давление при проведении пропитки – не менее 0,1 МПа;
- количество шагов избыточного давления – не менее 2;
- продолжительность выдержки каждого шага избыточного давления – не менее 2 мин;
- температурно-временной режим отверждения.

Подбор оптимальных значений указанных параметров позволил разработать технологию изготовления заготовки элемента тяги системы управления. На рис. 11 приведено изображение разреза изделия, наглядно показывающее его внутреннюю структуру: пенопластовый наполнитель, пропитанная плетеная преформа и металлический закладной элемент.



Рис. 11. Внутренняя структура заготовки элемента тяги управления

Критически важными для длительной и успешной эксплуатации изделия являются структура зоны перехода «металл закладного элемента–углепластик», отсутствие расслоений и внутренних дефектов, пористость материала, что в дальнейшем определяет жизнеспособность конструкции [24, 25]. Исследована микроструктура (рис. 12) зоны соединения металлического закладного элемента (наконечника) с углепластиком (с использованием видеоизмерительного микроскопа) и зоны цилиндрического основания заготовки – образцов из углепластика (с использованием метода рентгеновской компьютерной томографии).

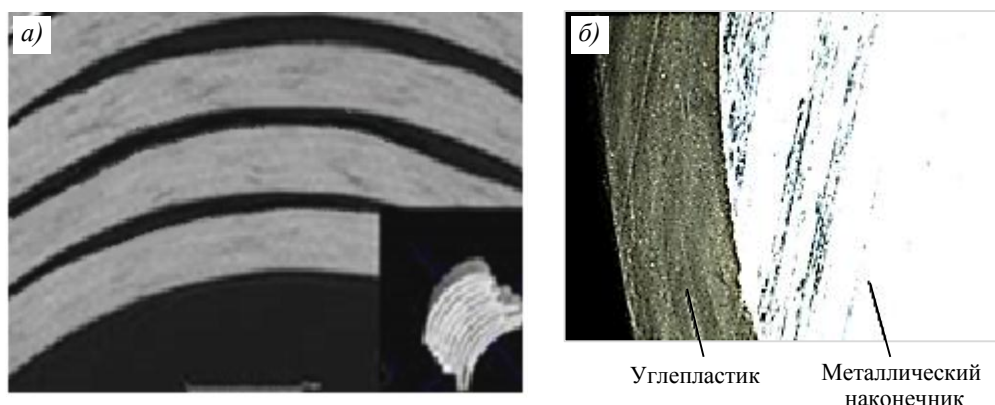


Рис. 12. Визуализация микроструктур образцов из углепластика, вырезанных из заготовки (а), и зоны соединения металлического наконечника и углепластика (б)

Исследование микроструктуры образцов наглядно показало отсутствие дефектов, расслоений и пустот в структуре образцов, в том числе в зоне совмещения «металл–углепластик». Основные свойства образцов из заготовки элемента тяги системы управления:

Как видно из приведенных данных, полученные значения плотности являются типичными для углепластика на основе эпоксидного связующего. Содержание связующего в материале (34 % (по массе)) свидетельствует об оптимальном подборе режимов процесса пропитки под давлением, количества слоев в плетеной преформе и геометрических размеров изготовленной оснастки. Значения объемной доли пор, полученные методами рентгеновской компьютерной томографии и травления, близки и подтверждают получение качественного беспористого углепластика.

Заключения

Полученные свойства углепластика подтвердили оптимальный выбор режимов процесса пропитки под давлением и возможность изготовления низкопористого материала без расслоений и дефектов в зоне «металлический закладной элемент–углепластик».

Список источников

- ТРУДЫ ВИАМ / TRUDY VIAM 8 (150) 2025

5. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
6. Irving P.E., Soutis C. *Polymer composites in the aerospace industry*. Sawston, Cambridge: Woodhead Publishing, 2019. 536 p.
7. Башаров Е.А., Вагин А.Ю. Анализ применения композиционных материалов в конструкции планеров вертолетов // *Труды МАИ*. 2017. № 92. С. 1–33.
8. Liang R., Xu F., Zou Z. et al. Mechanical properties analysis and experimental study of double-lap mechanically connected carbon fiber drive shafts // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2024. Vol. 46. P. 467. DOI: 10.1007/s40430-024-05049-9.
9. Raushan R., Dhande K.K., Jamadar N.I. Modal analysis of carbon fiber reinforced polyamide 66 drive shaft using analytical and finite element approach // *The International Journal on Interactive Design and Manufacturing*. 2025. Vol. 19. P. 2801–2816. DOI: 10.1007/s12008-024-01854-7.
10. Carbon fiber drive shaft: pat. US4089190A; appl. 14.04.76; publ. 16.05.78.
11. Трансмиссия вертолета // *Avia.pro: информационное агентство*. URL: <http://avia.pro/blog/transmissiya-vertoleta> (дата обращения: 10.06.2025).
12. Тимошков П.Н., Хрульков А.В., Григорьева Л.Н. Трансмиссионные валы из углепластика. Материалы и технологии (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-46-53.
13. Composite tube for torque and/or load transmissions and related methods: pat. US 2014221110, appl. 05.02.14, publ. 07.08.14.
14. Carey J.P. *Handbook of Advances in Braided Composite Materials: Theory, Production, Testing and Application*. Woodhead Publishing; Elsevier, 2017. P. 3–6.
15. Белинис П.Г., Донецкий К.И., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Майер Ю., Быстрикова Д.В. Объемно-армирующие цельнотканые преформы для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 4 (57). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
16. Душин М.И., Хрульков А.В., Мухаметов Р.Р., Чурсова Л.В. Особенности изготовления изделий из ПКМ методом пропитки под давлением // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 1. С. 18–26.
17. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Раскутин А.Е., Панина Н.Н. Свойства угле- и стеклопластиков на основе плетеных преформ // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 4 (45). С. 54–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-54-59.
18. Донецкий К.И., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Методы инфузии для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор). Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2022. № 6 (112). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-58-67.
19. Мишкин С.И., Жакова Л.С., Клименко О.Н., Васильчук Е.А. Исследование влияния содержания связующего в углепластике на их механические свойства // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.
20. Панина Н.Н., Ким М.А., Гуревич Я.М., Григорьев М.М., Чурсова Л.В., Бабин А.Н. Связующие для безавтоклавного формования изделий из полимерных композиционных материалов // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2013. № 10. С. 18–27.
21. 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.
22. Resin composition, a fiber reinforced material having a partially impregnated resin and composites made therefrom: pat. US6139942; appl. 06.02.97; publ. 31.10.00.
23. Varvani-Farahani A. *Composite materials: characterization, fabrication and application-research challenges and directions* // *Applied Composite Materials*. 2010. Vol. 17. Is. 2. P. 63–67.
24. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Мишун М.И. Свойства углепластика на основе биаксиальной объемно-армирующей плетеной преформы для изготовления элементов трубчатых конструкций // *Конструкции из композиционных материалов*. 2022. № 2 (166). С. 8–14.

25. Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Особенности состава полимерной матрицы и схем армирования трансмиссионных валов из полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-85-96.

References

1. 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.
2. 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.
3. 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.
4. Mikhailin Yu.A. *Fibrous polymer composite materials in engineering*. St. Petersburg: Scientific foundations and technologies, 2013, 720 p.
5. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-349-367.
6. Irving P.E., Soutis C. *Polymer composites in the aerospace industry*. Sawston, Cambridge: Woodhead Publishing, 2019, 536 p.
7. Basharov E.A., Vagin A.Yu. Analysis of the use of composite materials in the design of helicopter airframes. *Trudy MAI*, 2017, no. 92, pp. 1–33.
8. Liang R., Xu F., Zou Z. et al. Mechanical properties analysis and experimental study of double-lap mechanically connected carbon fiber drive shafts. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2024, vol. 46, p. 467. DOI: 10.1007/s40430-024-05049-9.
9. Raushan R., Dhande K.K., Jamadar N.I. Modal analysis of carbon fiber reinforced polyamide 66 drive shaft using analytical and finite element approach. *The International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 2025, vol. 19, pp. 2801–2816. DOI: 10.1007/s12008-024-01854-7.
10. *Carbon fiber drive shaft*: pat. US4089190A; appl. 14.04.76; publ. 16.05.78.
11. Helicopter transmission. Avia.pro: information agency. Available at: <http://avia.pro/blog/transmissiya-vertoleta> (accessed: June 10, 2025).
12. Timoshkov P.N., Hrulkov A.V., Grigoreva L.N. Carbon fiber transmission shaft. Materials and technology (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-46-53.
13. *Composite tube for torque and/or load transmissions and related methods*: pat. US 2014221110, appl. 05.02.14, publ. 07.08.14.
14. Carey J.P. *Handbook of Advances in Braided Composite Materials: Theory, Production, Testing and Application*. Woodhead Publishing; Elsevier, 2017, pp. 3–6.
15. Belinis P.G., Donetskii K.I., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Mayer Yu., Bystrikova D.V. Volume reinforcing solid-woven preforms for manufacturing of polymer composite materials (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
16. Dushin M.I., Hrulkov A.V., Muhametov R.R., Chursova L.V. Features of manufacturing of products from PCM impregnation method under pressure. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 1, pp. 18–26.
17. Doneckiy K.I., Karavaev R.Yu., Raskutin A.E., Panina N.N. Properties of carbon fiber and fiberglass on the basis of braiding preforms. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 4 (45), pp. 54–59. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-54-59.
18. Donetskii K.I., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Infusion methods for the manufacture of polymer composite materials (review). Part 1. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-58-67.

19. Mishkin S.I., Zhakova L.S., Klimenko O.N., Vasilchuk E.A. Research of influence of the contents resin in CFRP on their mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 12, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.
20. Panina N.N., Kim M.A., Gurevich Ya.M., Grigoriev M.M., Chursova L.V., Babin A.N. Binders for non-autoclave molding of products from polymer composite materials. *Klei. Germetiki. Tehnologii*, 2013, no. 10, pp. 18–27.
21. 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.
22. *Resin composition, a fiber reinforced material having a partially impregnated resin and composites made therefrom*: pat. US6139942; appl. 06.02.97; publ. 31.10.00.
23. Varvani-Farahani A. Composite materials: characterization, fabrication and application-research challenges and directions. *Applied Composite Materials*, 2010, vol. 17, is. 2, pp. 63–67.
24. Donetskii K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Mishchun M.I. Properties of carbon fiber based on a biaxial volumetric-reinforcing woven preform for the manufacture of tubular structure elements. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2022, no. 2 (166), pp. 8–14.
25. Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Features of the structure and reinforcement transmission shafts made of polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), paper no. 9. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-85-96.

Информация об авторах

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

Караваяв Роман Юрьевич, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Быстрикова Дарья Владимировна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Грачева Елена Дмитриевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Городилова Наталья Александровна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Roman Yu. Karavaev, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Daria V. Bystrikova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Alyona D. Gracheva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Natalia A. Gorodilova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.07.2025.

The article was submitted 10.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 11.07.2025.

Научная статья

УДК 678.8:699.81

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-123-133

К ВОПРОСУ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОГНЕСТОЙКИХ И ОГНЕНЕПРОНИЦАЕМЫХ КАПОТОВ МОТОГОНДОЛ СИЛОВОЙ УСТАНОВКИ ВЕРТОЛЕТНОЙ ТЕХНИКИ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Часть 1

А.А. Баранников¹, Е.А. Вешкин¹, Р.С. Савицкий¹, А.В. Славин¹

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

Аннотация. Представлены опубликованные за последние 10 лет результаты разработки материалов для применения в составе конструкции капота мотогондолы силовой установки вертолетной техники из полимерных композиционных материалов. В рамках импортозамещения рассмотрен вопрос замены углеродного армирующего наполнителя с номинальной поверхностной плотностью 200 г/м² марки Porcher (Франция) на российский аналог. Исследованы отечественные углеродные наполнители на основе углеродных волокон производства КНР и РФ. Изучен углепластик на основе ткани, выбранной по результатам сравнительных испытаний. Показано соответствие материала заданным требованиям разработчика. Результаты подтверждают возможность применения нового углепластика в перспективных вертолетах типа Ми-171А3, Ми-38 или Ансат.

Ключевые слова: вертолетная техника, полимерные композиционные материалы, углепластик, вакуумная инфузия, огнестойкость, импортозамещение

Для цитирования: Баранников А.А., Вешкин Е.А., Савицкий Р.С., Славин А.В. К вопросу изготовления огнестойких и огнестойких капотов мотогондол силовой установки вертолетной техники из полимерных композиционных материалов. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-123-133.

Scientific article

ON THE QUESTION OF MANUFACTURING FIRE-RESISTANT AND FIRE-PROOF HOODS OF HELICOPTER POWER PLANT ENGINE NACHOLDS FROM POLYMER COMPOSITE MATERIALS Part 1

A.A. Barannikov¹, E.A. Veshkin¹, R.S. Savitsky¹, A.V. Slavin¹

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

Abstract. The article presents the results of the work over the past 10 years on the development of materials for use in the design of the engine nacelle of the power plant of a helicopter made of PCM. As part of import substitution, the issue of replacing the carbon reinforcing filler with a nominal surface density of 200 g/m² of the Porcher brand (made in France) with a local analogue is considered. Domestic carbon fillers based on carbon fibers produced in China and the Russian Federation are studied. Studies of carbon fiber on the selected fabric are conducted based on the results of comparative tests. The material is shown to meet the specified

requirements of the developer. The results confirm possible prospect of using the new carbon fiber in promising helicopters such as the Mi-171A3, Mi-38 or Ansat.

Keywords: helicopter technology, polymer composite materials, carbon fiber, vacuum infusion, fire resistance, import substitution

For citation: Barannikov A.A., Veshkin E.A., Savitsky R.S., Slavin A.V. On the question of manufacturing fire-resistant and fire-proof hoods of helicopter power plant engine nacelles from polymer composite materials. Part 1. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-123-133.

Введение

Широкое применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) в конструкциях авиационной техники – общемировая тенденция [1–6]. Использование ПКМ позволяет улучшить массовые, прочностные и эксплуатационные характеристики конструкций, снизить трудоемкость их изготовления, повысить экономическую эффективность авиационной техники в целом.

В настоящее время вертолетостроение является одной из важнейших отечественных отраслей промышленности, где доля применения ПКМ составляет до 60 % [7] (рис. 1).



Рис. 1. Доля полимерных композиционных материалов в конструкциях отечественной вертолетной техники гражданского назначения

В соответствии с дорожной картой холдинга «Вертолеты России», проводится большая работа по переводу агрегатов, изготавливаемых из металлических материалов, на агрегаты из ПКМ. К таким агрегатам относятся лопасти и втулка несущего винта, рулевого винта и фенестрона, корпус главного промежуточного и хвостового редукторов, капоты двигателей, обтекатели и др. [8].

В настоящее время большинство перечисленных агрегатов уже изготавливают из ПКМ. Из оставшихся конструкций наибольший интерес конструкторов холдинга вызывают капоты мотогондолы силовой установки, причем изготавливаться они должны безавтоклавным способом.

К решению данного вопроса конструкторы холдинга подходили не единожды. Более 10 лет назад для перспективного скоростного вертолета конструкторы сформировали технические требования к материалу и способу его переработки:

Технология переработки	Безавтоклавная
Предел прочности при растяжении (ГОСТ 25.601–80), МПа (не менее), при температуре, °С:	
20	850
200	750
Предел прочности при сжатии (ГОСТ 25.602–80), МПа (не менее), при температуре, °С:	
20	650
200	550
Температура стеклования (ГОСТ 57739–2017), °С (не менее)	250
Объемная доля пор (МИ 1.2.018–2010), %	<2
Рабочая температура, °С	От –60 до +200
Огнестойкость и огнестойкость (СТО 1-595-20-532–2017 (метод А))	Соответствие АП-29

В рамках научно-исследовательской работы (НИР) в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в 2012–2015 гг. разработан углепластик на основе равнопрочного углеродного армирующего наполнителя с номинальной поверхностной плотностью 200 г/м² марки Porcher (Франция) и инфузионного полициануратного связующего, соответствующего указанным техническим требованиям [9–13]. В качестве перспективной безавтоклавной технологии переработки выбрана пропитка под вакуумом (вакуумная инфузия). Прорабатывался вопрос о применении данного материала в конструкции вертолета Ка-226Т (рис. 2, а). Однако вследствие введения санкций и ухода производителя углеродной ткани марки Porcher с российского рынка внедрение данного материала и технологии его переработки в конструкции вертолетной техники приостановлено. Все попытки заменить импортную ткань на имеющиеся тогда наполнители отечественного производства с достижением заданных технических требований не увенчались успехом.



Рис. 2. Прототипы капота мотогондолы, изготовленного из углепластика (а), алюмостеклопластика класса СИАЛ (б) и по гибридной схеме (в), для вертолета Ка-226Т

Параллельно разработке углепластика в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проводили еще одну НИР, по результатам которой капот изготавливался вакуум-автоклавным способом из алюмостеклопластика класса СИАЛ (рис. 2, б). Конструкция капота представляла собой обшивку из двух внешних монолитных слоев из алюминий-литиевого сплава 1441-T11 и одной прослойки стеклопластика, состоящей из трех монослоев клееного препрега, выложенных в направлении [0/90/0]. Для соединения элементов проема с обшивкой капота использовали метод сращивания с помощью семислойной композиции, состоящей из четырех металлических листов и трех прослоек стеклопластика, каждая из которых сформирована аналогично прослойке в обшивке капота. В качестве ребер жесткости внутреннего набора применяли гнутые профили из тонкого листа из алюминий-литиевого сплава 1441-T11, которые укладывали

в соответствии с чертежом детали и крепили к обшивке с помощью клеевого препрега. Однако данная технология и материал также не нашли применения в конструкции вертолета Ка-226Т. В основном это связано с тем, что конструкция из алюмокомпозитов класса СИАЛ уступала аналогичной конструкции из углепластика на основе углеродной ткани марки Porcher и инфузионного полициануратного связующего по массе в 1,5 раза, трудоемкости изготовления – в 10 раз. Кроме того, формование данного материала осуществляется только с применением автоклава [14–16].

Для обеспечения поставки вертолетов Ка-226Т специалистами Инжинирингового центра «КАИ-композит» в 2018–2019 гг. реализована гибридная схема конструкции капота мотогондолы (рис. 2, в), представляющая собой трехслойную панель, состоящую из внутренней обшивки (титановый сплав), гофрового заполнителя и внешней обшивки (высокотемпературный углепластик). Углепластик изготавливали из препрега на основе бисмалеимидного связующего и равнопрочной углеродной ткани (КНР) с поверхностной плотностью 200 г/м^2 вакуум-автоклавным способом. Сборку осуществляли посредством применения клеезаклепочного соединения [17]. По данной технологии, в соответствии с решением конструкторов, изготовлена только одна партия вертолетов. В настоящее время капоты, как и другие изделия холдинга, по-прежнему изготавливают из титановых сплавов.

Когда компания Umatex организовала производство отечественного углеродного волокна нового поколения, стало возможным изготавливать углеродные ткани не хуже импортных аналогов, в том числе ткани Porcher. Стало возможным вернуться к вопросу реализации безавтоклавной технологии изготовления капота мотогондолы силовой установки вертолетной техники из углепластика, но уже с использованием отечественного углеродного наполнителя.

Совместно со специалистами АО «НЦВ Миль и Камов» и НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в 2022 г. инициирована НИР с целью импортозамещения углеродного наполнителя марки Porcher, проведения общей квалификации углепластика на основе отечественного наполнителя и изготовления конструктивно-подобного образца капота мотогондолы силовой установки перспективной вертолетной техники типа Ми-171А3, Ми-38, Ансат и др.

Научная публикация, содержащая результаты данной работы, будет состоять из нескольких частей. Первая часть посвящена выбору отечественного углеродного наполнителя с номинальной поверхностной плотностью 200 г/м^2 , отработке технологии изготовления углепластика на его основе и инфузионного полициануратного связующего, результатам исследования характеристик углепластика на соответствие техническим требованиям по сравнению с углепластиком на основе ткани Porcher. Во второй части научной публикации будут проанализированы характеристики углепластика, полученные в ходе общей квалификации. В третьей части будут представлены технологические особенности изготовления конструктивно-подобного образца капота мотогондолы силовой установки вертолетной техники типа Ми-171А3, Ми-38 или Ансат.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 13.2. «Конструкционные ПКМ» [18].

Материалы и методы

Отечественный углеродный наполнитель выбирали из представленных на российском рынке углеродных тканей саржевого переплетения (2/2) с номинальной плотностью 200 г/м^2 , количеством нитей (основа/уток) 50/50, количеством филаментов 3К (табл. 1). В табл. 2 приведены их сравнительные характеристики.

Таблица 1

Исследованные углеродные ткани

Условный номер ткани	Углеродная ткань	Углеродное волокно	Производитель ткани
1	Арт. 22502 (ТУ 23.99.14-020-73047899–2021)	Производства ООО «Итекма»	ООО «Итекма»
2	Арт. 22502 UMT42S-3K-EP (ТУ 23.99.14-020-73047899–2021)	UMT42S-3K-EP	ООО «Итекма»
3	На основе углеродного волокна производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ	Производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ	НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ
4	На основе углеродного волокна UMT42S-3K-EP	UMT42S-3K-EP	НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ
5	АСМ С200Т арт. Сва-12123 UMT42S- 3K-EP (ТУ 23.99.14-10861664530–2013)	UMT42S-3K-EP	Umatex

Таблица 2

Сравнительные характеристики тканей

Показатель	Значения показателей для ткани				
	1	2	3	4	5
Предел прочности при растяжении, ГПа	4,0	4,2	4,0	4,2	4,2
Модуль упругости при растяжении, ГПа	230	260	230	260	260
Поверхностная плотность, г/м ²	200±20	200±20	200±10	200±5	200±20

Наполнитель выбирали путем сравнительного анализа результатов исследования смачиваемости нитей из указанных тканей, физико-механических испытаний и термоанализа образцов, вырезанных из плит, изготовленных методом пропитки под вакуумом инфузионным полициануратным связующим.

Смачиваемость нитей исследовали методом Вашбурна [19] на процессорном тензиометре. С целью определения соответствия материала техническим требованиям с помощью универсальной разрывной машины выполняли испытания физико-механических характеристик углепластика. Температуру стеклования ПКМ определяли с помощью динамического механического анализатора. Определены также объемная доля пор и плотность углепластика по ГОСТ 15139–69. Толщину монослоя определяли путем измерения микрометром толщины углепластика, значение которой делили на количество слоев.

Для проведения исследований произведена партия связующего. Проведены испытания этой партии на соответствие требованиям нормативной документации, выполнены исследования поверхностного натяжения и реологических показателей связующего. Поверхностное натяжение определяли методом пластины Вильгельми на процессорном тензиометре. Проведен сравнительный анализ показателей партий связующего, вновь изготовленной и полученной при проведении НИР в 2012–2015 гг.

Плиты из углепластика изготавливали безавтоклавным методом. С целью обеспечения однообразного изготовления плит заготовки, представляющие собой 10 слоев сухого армирующего наполнителя, укладывали под единый вакуумный мешок с учетом схемы сборки технологического пакета и материалов для его формирования. Единообразие изготовления образцов углепластика также соблюдена, механическую обработку выполняли с помощью фрезерного станка с числовым программным управлением.

Технологию изготовления углепластика на основе выбранного наполнителя отработывали путем корректировки режима пропитки с учетом реологических свойств связующего и влияния, оказываемого наполнителем.

Результаты и обсуждение

Изготовленная партия инфузионного полициануратного связующего исследована на соответствие нормативной документации. В табл. 3 представлено сравнение свойств партий связующего, изготовленных ранее и в рамках данной работы.

Таблица 3

Сравнительные характеристики инфузионного полициануратного связующего

Показатель	Значения показателей для связующего					
	в соответствии с нормативной документацией	год изготовления				
		2014	2015	2016	2024	2025
Время желатинизации при повышенной температуре, мин	50–100	50	65	85	97	98
Температура стеклования отвержденного связующего по методу термомеханического анализа, °С	Не менее 220	249	249	234	232	233

Из результатов, представленных в табл. 3, можно сделать вывод, что показатели связующего соответствуют требованиям нормативной документации. Однако, учитывая тот факт, что качество основного компонента (компаунд ПК-14) в течение 8 лет изменилось, реакционная способность связующего незначительно снизилась. Данные показатели необходимо учесть в дальнейшем при отработке технологии изготовления углепластика и корректировке температурно-временных параметров режима пропитки.

Качество основного компонента также повлияло на реологические свойства связующего. На рис. 3 представлены зависимости кажущейся вязкости от температуры выдержки.

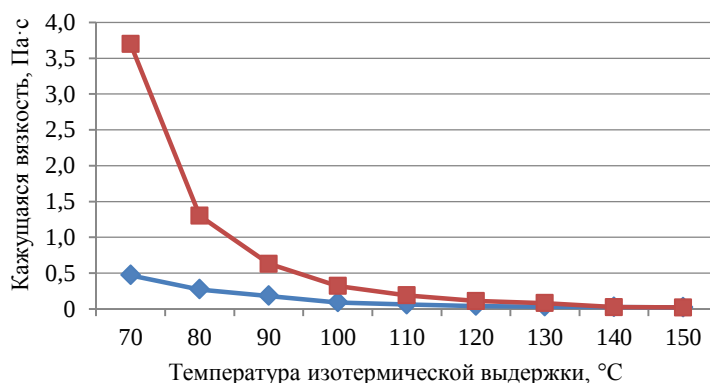


Рис. 3. Зависимости кажущейся вязкости партий инфузионного полициануратного связующего, изготовленных в 2016 (◆) и 2025 г. (■), от температуры изотермической выдержки

Партии связующего, изготовленные в 2025 г., имеют более высокую кажущуюся вязкость. Это свидетельствует о том, что процесс пропитки при температуре от 80 до 90 °C будет затруднен и требует доработки.

Учитывая изложенное, необходимо скорректировать режим: увеличить температуру пропитки технологического пакета с 80–90 до 110–130 °С.

С целью подтверждения правильности выбора температуры исследованы зависимости поверхностного натяжения инфузионного полициануратного связующего от температуры и смачиваемость волокон из изученных углеродных тканей в сравнении с волокном из импортного аналога (табл. 4) [19]. Поверхностное натяжение партий инфузионного полициануратного связующего, изготовленных в 2025 г., составило 48,69; 40,62 и 33,81 мН/м при температуре 110, 120 и 130 °С соответственно.

Таблица 4

Краевой угол смачивания (КУС) углеродного волокна

Условный номер ткани	Показатель	Значения показателей при температуре исследования, °С		
		110	120	130
1	КУС	<u>86,02–88,24</u> 87,64	<u>78,06–88,89</u> 83,63	<u>63,87–72,36</u> 68,88
	R^2	0,992904	0,982640	0,988831
2	КУС	<u>87,25–88,47</u> 87,94	<u>74,02–85,14</u> 80,85	<u>63,64–77,24</u> 71,28
	R^2	0,988922	0,975430	0,993796
3	КУС	<u>68,54–80,56</u> 75,13	<u>61,93–72,70</u> 66,30	<u>45,69–56,70</u> 49,76
	R^2	0,98531	0,98911	0,98800
4	КУС	<u>68,54–80,56</u> 75,13	<u>61,93–72,70</u> 66,30	<u>42,11–67,52</u> 58,25
	R^2	0,98149	0,990057	0,984059
5	КУС	<u>76,47–88,27</u> 84,95	<u>64,43–72,82</u> 69,52	<u>69,87–76,10</u> 73,4
	R^2	0,983826	0,992908	0,981242
Porcher	КУС	<u>45,65–60,47</u> 54,35	<u>52,29–60,72</u> 54,67	<u>38,54–49,07</u> 44,37

Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение. R^2 – коэффициент корреляции.

Лучшее взаимодействие на границе раздела фаз отмечено для углеродной ткани 4 на основе углеродного волокна UMT42S-3K-EP при температуре 130 °С. При этом значения краевого угла смачивания данной ткани и ткани Porcher находятся на одном уровне.

С целью выбора ткани изготовлены плиты из углепластика, из которых вырезаны образцы. Результаты сравнительных испытаний образцов представлены в табл. 5.

Из результатов испытаний видно, что все изготовленные образцы по механическим показателям (за исключением образца на основе ткани 4) и объемной доле пор не соответствуют техническим требованиям. При этом температура стеклования данного образца меньше, чем у образцов на основе ткани 1, 2 и 5. Толщина монослоя плит для всех образцов варьировала от 0,230 до 0,236 мм. С учетом предложенной корректировки температуры пропитки изготовлены плиты и образцы из них (табл. 6).

Исходя из полученных результатов, можно сделать выбор в пользу углеродной ткани на основе углеродного волокна UMT42S-3K-EP производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Толщина монослоя плит для всех образцов варьировала и составила ~0,21 мм. Результаты также свидетельствуют о целесообразности корректировки режима формования углепластика.

Таблица 5

**Свойства образцов из углепластика на основе отечественных тканей
и инфузионного полициануратного связующего**

Образцы из углепластика на основе ткани	Прочность при 20 °С, МПа		Плотность, г/см ³	Температура стеклования, °С	Объемная доля пор, %
	при растяжении	при сжатии			
1	<u>704–775</u> 748	<u>515–680</u> 580	1,516	274,6	7,8
2	<u>784–859</u> 835	<u>465–630</u> 549	1,502	266,5	8,3
3	<u>788–898</u> 850	<u>425–634</u> 556	1,508	233,0	8,1
4	<u>805–925</u> 879	<u>555–780</u> 664	1,518	256,5	7,1
5	<u>700–795</u> 746	<u>505–680</u> 568	1,502	270,8	8,1

Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

Таблица 6

**Свойства образцов из углепластика на основе отечественных тканей и инфузионного
полициануратного связующего, изготовленных по скорректированному режиму**

Образцы из углепластика на основе ткани	Прочность при 20 °С, МПа		Плотность, г/см ³	Температура стеклования, °С	Объемная доля пор, %
	при растяжении	при сжатии			
1	<u>850–930</u> 900	<u>760–800</u> 780	1,50	260	<2
2	<u>850–920</u> 890	<u>700–800</u> 760	1,51	270	
3	<u>850–900</u> 880	<u>690–800</u> 750	1,50	253	
4	<u>900–950</u> 930	<u>790–825</u> 805	1,54	263	
5	<u>890–930</u> 910	<u>750–825</u> 790	1,50	268	

Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

С учетом результатов отработки режима пропитки изготовлены плиты, из которых вырезаны образцы толщиной 1, 2 и 4 мм. Проведены испытания при температуре 1100 °С на соответствие образцов АП-29. При продолжительности испытаний 5 мин все изученные материалы классифицированы как огнестойкие, 15 мин – огнестойкие. Сквозное прогорание материалов отсутствовало.

Дополнительно определена горючесть образцов в течение 60 с по ГОСТ Р 57924–2017 (табл. 7).

Таблица 7

**Горючесть образцов из углепластика на основе отечественных тканей
и инфузионного полициануратного связующего**

Толщина образца, мм	Продолжительность остаточного горения, с	Длина обуглившейся части, мм	Категория горючести
1,0	0	28	Трудногорючий
2,0	4	27	Самозатухающий
4,0	0	4	Трудногорючий

Примечание. Горение каплей отсутствует.

Заключения

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

В РФ производится углеродная ткань, по своим характеристикам не уступающая углеродной ткани Porcher.

Разработана и отработана технология изготовления методом вакуумной инфузии углепластика на основе инфузионного полициануратного связующего и тканого наполнителя на основе углеродного волокна UMT42S-3K-EP производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, которому присвоена марка. Полученный материал по своим характеристикам не уступает аналогу из углепластика на основе углеродной ткани Porcher, огнестоек, огнестойкопроницаем и трудногорюч.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // Вестник РФФИ. 2017. № 3. С. 97–105.
3. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
4. Гращенков Д.В., Чурсова Л.В. Стратегия развития композиционных и функциональных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 231–242.
5. 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: 14.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
6. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
7. Башаров Е.А., Вагин А.Ю. Анализ применения композиционных материалов в конструкции планеров вертолетов // Труды МАИ. 2017. № 92. С. 1–33.
8. Технологии в вертолетостроении. URL: https://aviatp.ru/files/aviaevents13-16/Helirusssia-2013/1_Makareykin.pdf (дата обращения: 14.06.2025).
9. Вешкин Е.А., Постнов В.И., Постнова М.В., Баранников А.А. Опыт применения вакуум-инфузионных технологий в производстве конструкций из ПКМ // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2018. Т. 20. № 4 (3). С. 344–350.
10. Меркулова Ю.И., Мухаметов Р.Р., Долгова Е.В., Ахмадиева К.Р. Полициануратное связующее для получения композитов пропиткой под давлением // Труды ВИАМ. 2016. № 11 (47). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-5-5.
11. Мухаметов Р.Р., Ахмадиева К.Р., Ким М.А., Бабин А.Н. Расплавные связующие для перспективных методов изготовления ПКМ нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 260–265.
12. Бабин А.Н. Связующие для полимерных композиционных материалов нового поколения // Труды ВИАМ. 2013. № 4. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.06.2025).
13. 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: 14.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
14. Антипов В.В., Самохвалов С.В., Нефедова Ю.Н., Сидельников В.В., Сомов А.В. Особенности изготовления сложноконтурных деталей из металлополимерного композиционного материала // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-63-73.

15. Антипов В.В., Сомов А.В., Сидельников В.В., Нефедова Ю.Н., Огурцов П.С., Соловьев В.А. Технологические особенности формообразования огнестойкого легкого слоистого материала для изготовления капота двигателя вертолета // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-90-100.
16. Дуюнова В.А., Кутырев А.Е., Серебренникова Н.Ю., Вдовин А.И., Сомов А.В. Исследование воздействия агрессивных факторов внешней среды на развитие коррозионных поражений на образцах слоистого металлокерамического материала класса СИАЛ // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-81-90.
17. Разработка конструкции, технологических процессов, технологической документации и изготовление опытных образцов мотогондолы, фонаря кабины пилотов и элементов конструкции планера вертолета Ка-226Т для ВВС Индии. URL: <http://kai-composite.ru/index.php/raboty/11-works/26-ka226t> (дата обращения: 14.06.2025).
18. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
19. Practical Contact Angle Measurement (5). Custom-made models: from contact angle to surface free energy. URL: https://warwick.ac.uk/fac/cross_fac/sciencecity/programmes/internal/themes/am2/booking/dropshapeanalyser/practical_contact_angle_measurement_5.pdf (дата обращения: 14.06.2025).

References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. Formation of domestic space materials science. *Vestnik RFFI*, 2017, no. 3, pp. 97–105.
3. Kablov E.N. VIAM: new generation materials for PD-14. *Krylya Rodiny*, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
4. Grashhenkov D.V., Chursova L.V. Strategy of development of composite and functional materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 231–242.
5. 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: June 14, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
6. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
7. Basharov E.A., Vagin A.Yu. Analysis of the use of composite materials in the design of helicopter airframes. *Trudy MAI*, 2017, no. 92, pp. 1–33.
8. *Technologies in helicopter engineering*. Available at: https://aviatp.ru/files/aviaevents13-16/Helirussia-2013/1_Makareykin.pdf (accessed: June 14, 2025).
9. Veshkin E.A., Postnov V.I., Postnova M.V., Barannikov A.A. Experience in the application of vacuum infusion technologies in the production of PCM structures. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2018, vol. 20, no. 4 (3), pp. 344–350.
10. Merkulova Yu.I., Muhametov R.R., Dolgova E.V., Ahmadiyeva K.R. Polycyanurates binding for composites production by impregnation under pressure. *Trudy VIAM*, 2016, no. 11 (47), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 14, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-5-5.
11. Muhametov R.R., Ahmadiyeva K.R., Kim M.A., Babin A.N. Melt binding for perspective methods of production of PCM of new generation. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 260–265.
12. Babin A.N. Binding for polymeric composite materials of new generation. *Trudy VIAM*, 2013, no. 4, paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 14, 2025).

13. Tkachuk A.I., Donetsky 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: June 14, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
14. Antipov V.V., Samohvalov S.V., Nefedova Yu.N., Sidelnikov V.V., Somov A.V. Features of manufacturing complex contour parts from metal-polymer composite material. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 14, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-63-73.
15. Antipov V.V., Somov A.V., Sidelnikov V.V., Nefedova Yu.N., Ogurtsov P.S., Soloviev V.A. Technological features of shaping fire-resistant light laminated material for helicopter engine hood manufacturing. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 14, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-90-100.
16. Duyunova V.A., Kutyrev A.E., Serebrennikova N.Yu., Vdovin A.I., Somov A.V. Examination of the impact of aggressive environmental factors on the development of corrosion damage on samples of laminated glass-reinforced plastic of SIAL class. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 14, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-81-90.
17. *Development of design, technological processes, technological documentation and production of prototypes of the engine nacelle, cockpit canopy and structural elements of the Ka-226T helicopter airframe for the Indian Air Force*. Available at: <http://kai-composite.ru/index.php/raboty/11-works/26-ka226t> (accessed: June 14, 2025).
18. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
19. *Practical Contact Angle Measurement (5). Custom-made models: from contact angle to surface free energy*. Available at: https://warwick.ac.uk/fac/cross_fac/sciencecity/programmes/internal/themes/am2/booking/dropshapeanalyser/practical_contact_angle_measurement_5.pdf (accessed: June 14, 2025).

Информация об авторах

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

Вешкин Евгений Алексеевич, начальник УНТЦ, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

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

Evgeniy A. Veshkin, Head of USTC, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 24.07.2025; одобрена и принята к публикации 04.08.2025.
The article was submitted 24.07.2025; approved and accepted for publication 04.08.2025.

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151

ОБЗОР КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ ПОЛИМЕРОВ (PDC)

Часть 1. Предкерамические полимеры и производство PDC-материалов

Н.М. Паращенко^{1,2}, А.С. Тупиков², З.А. Лыженков², Д.С. Головко²

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

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева», Москва, Россия; pochta@muctr.ru

Аннотация. Представлен обзор предкерамических полимеров, используемых для получения керамических материалов. Рассмотрены основные классы, химическая природа и методы синтеза кремнийорганических прекурсоров керамики. Подробно описаны структурные особенности различных типов предкерамических полимеров и их влияние на состав, морфологию и свойства конечных керамических материалов. Рассмотрены стадии превращения прекурсоров в керамику и факторы, влияющие на данный процесс.

Ключевые слова: предкерамические полимеры, PDC-материал, полимерный прекурсор керамики, пиролиз, карбид кремния, нитрид кремния, функциональная керамика

Для цитирования: Паращенко Н.М., Тупиков А.С., Лыженков З.А., Головко Д.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 1. Предкерамические полимеры и производство PDC-материалов // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151.

Scientific article

REVIEW OF POLYMER-DERIVED CERAMICS (PDC)

Part 1. Preceramic polymers and production of PDC materials

N.M. Parashchenko^{1,2}, A.S. Tupikov², Z.A. Lyzhenkov², D.S. Golovko²

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

²Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «D.I. Mendeleev Russian University of Chemical Technology», Moscow, Russia; pochta@muctr.ru

Abstract. This paper provides a review of preceramic polymers used for the production of polymer-derived ceramics. The article considers the main classes of organosilicon precursors, their chemical nature, and synthesis methods. The paper gives a detailed description of structural features of various types of preceramic polymers and their influence on the composition, morphology, and properties of the final ceramic materials. Additionally, the transformation stages of precursors into PDCs and the factors affecting this process are considered.

Keywords: preceramic polymers, PDC ceramics, polymer-derived ceramic precursor, pyrolysis, silicon carbide, silicon nitride, functional ceramics

For citation: Parashchenko N.M., Tupikov A.S., Lyzhenkov Z.A., Golovko D.S. Review of Polymer-Derived Ceramics (PDC). Part 1. Preceramic polymers and production of PDC materials. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151.

Введение

Одним из впечатляющих примеров современного материаловедения являются керамические материалы, производимые из полимерного сырья (Polymer-Derived Ceramics, PDC) путем контролируемого пиролиза предкерамических полимеров [1]. В отличие от традиционных методов получения керамики, PDC-технология позволяет осуществлять точный контроль состава, микроструктуры и размеров частиц на молекулярном уровне, что открывает широкие возможности для создания керамики с заданными свойствами. С момента открытия в 1960-х гг. PDC-материалы прошли путь от лабораторных образцов до критически важных компонентов в высокотемпературных областях, энергетике, аэрокосмической отрасли и аддитивном производстве [2].

Основное преимущество PDC-технологии заключается в универсальности. Предкерамические полимеры могут перерабатываться стандартными методами формования полимеров (прядение, литье, 3D-печать) с последующим преобразованием в керамику путем пиролиза [3]. Это позволяет создавать сложные структуры (волокна, покрытия, пористые изделия), которые трудно получить, используя традиционные технологии [4, 5]. Кроме того, возможность модификации молекулярной структуры полимера позволяет проектировать керамические материалы с исключительной термической стабильностью, окислительной стойкостью и функциональными свойствами (электропроводность, люминесценция и др.) [6].

В данной работе основное внимание уделено выбору и дизайну предкерамических полимеров, а также основным стадиям производства керамических PDC-материалов. Рассмотрены пять основных классов кремнийорганических прекурсоров керамики: полисиланы, поликарбосиланы, полисилоксаны, полисилазаны и полисилкарбодиимиды. Для каждого класса обсуждаются методы синтеза и модификации структуры, параметры, влияющие на выход и состав керамики, а также проблемы (усадка, пористость) и методы их решения. Кроме того, рассмотрены основные стадии производства PDC-материалов из данных прекурсоров.

Данная статья является первой частью обзорной работы, посвященной PDC-материалам. Во второй части будут рассмотрены свойства PDC-материалов и влияние на них различных видов наполнителей. В третьей части сделан акцент на микроструктуре PDC-материалов и методах ее анализа, а также на областях применения данных материалов, в частности для создания керамических композиционных материалов, широко используемых в авиационной технике.

Классы предкерамических полимеров

Предкерамические полимеры в основном представляют собой металлоорганические соединения, основанные на кремнии и других атомах, таких как углерод, азот, кислород, металлоиды и металлы (бор, алюминий), в основной цепи ($\text{Si}-\text{X}$, где $\text{X} = \text{O}, \text{N}, \text{C}$ и т. д.). Свойства и состав конечных керамических компонентов зависят как от связи $\text{Si}-\text{X}$, так и от боковых заместителей (R_1 и R_2) предкерамического полимера. Упрощенная формула молекулярной структуры представлена на рис. 1.

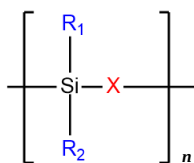


Рис. 1. Формула составного повторяющегося звена кремнийорганических полимеров, где $\text{X} = \text{O}, \text{N}, \text{C}$ и т. д.

Молекулярное строение составного повторяющегося звена позволяет классифицировать предкерамические полимеры, а также оказывает влияние на свойства, внутреннюю структуру и состав получаемых керамических материалов. Так, варьирование атома X основного скелета приводит к образованию различных классов полимеров на основе кремния (рис. 2). Предварительно выбирая заместители у атома кремния (R_1 и R_2), можно варьировать различные характеристики получаемых материалов, включая химическую и окислительную стойкость, оптические, магнитные, диэлектрические и реологические свойства. Органические боковые группы определяют содержание углерода в керамике. Кроме того, атмосфера, в которой проходит процесс, может влиять на свойства конечного продукта. Воздух является наиболее предпочтительной атмосферой благодаря низким затратам на обработку. Влага, содержащаяся в нем, может использоваться для гидролиза связей Si–H и Si–N. Выбор окислительных или инертных атмосфер зависит от желаемого результата. На основе кремнийорганических полимеров получают бинарные (Si_3N_4 , SiC), тройные (SiCN, SiCO) и четвертичные (SiCNO, SiBCN, SiBCO, SiAlCN, SiAlCO) керамические системы.

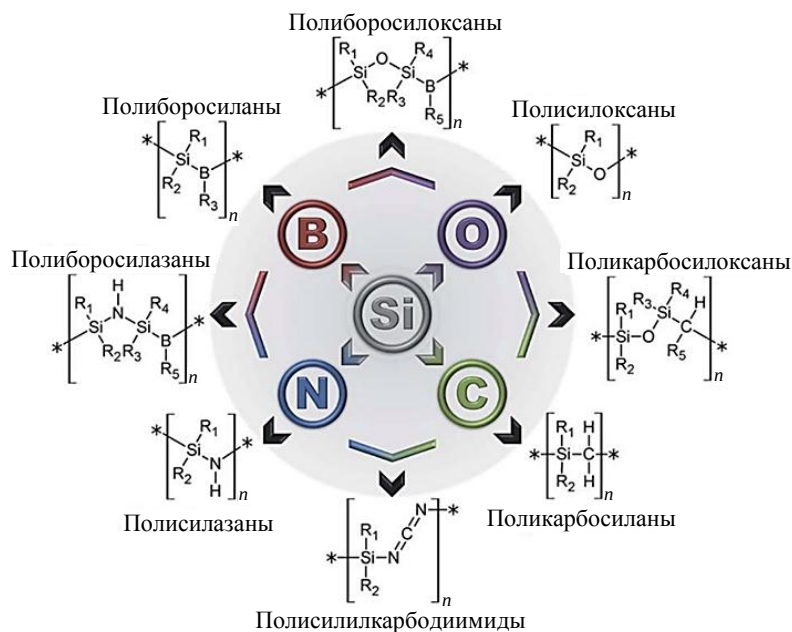


Рис. 2. Классы кремнийорганических полимеров, применяемых в качестве прекурсоров PDC-материалов [6]

Существуют определенные требования к предкерамическим полимерам, обеспечивающие их эффективность в процессе производства керамики. Во-первых, они должны обладать достаточно высокой степенью полимеризации, чтобы предотвратить улетучивание веществ с низкой молекулярной массой в ходе термической обработки. Во-вторых, особое значение для этапа формования имеют растворимость и реологическое поведение полимера, а для стадии отверждения – наличие и вид функциональных групп. Важным фактором, который следует учитывать, является возможность образования в ходе обработки фазы углерода за счет пиролиза боковых органических радикалов. Хотя ранее полагали, что это негативно сказывается на устойчивости к окислению и высоким температурам, в последние годы установлено, что в определенных условиях керамические материалы SiCO и SiCN с повышенной долей свободной углеродной фазы проявляют хорошую устойчивость к кристаллизации и разложению в окислительной среде [7].

Главная цепь полисиланов содержит атомы кремния и органические боковые заместители. Их свойства определяются σ -сопряжением, вызванным делокализацией электронов на связях Si–Si. Благодаря этому полисиланы обладают определенными характеристиками, такими как оптоэлектронные и фотоэлектрические свойства, что позволяет использовать их в фоторезистах, фотопроводниках и полупроводниках [8]. Кроме того, их можно применять в качестве прекурсора для керамики на основе карбида кремния.

$$n \begin{array}{c} \text{R}_1 \\ | \\ \text{Cl}-\text{Si}-\text{Cl} \\ | \\ \text{R}_2 \end{array} + 2n\text{Na} \longrightarrow \left[\begin{array}{c} \text{R}_1 \\ | \\ -\text{Si}- \\ | \\ \text{R}_2 \end{array} \right]_n + 2n\text{NaCl} \quad (1)$$

Поликарбосиланы

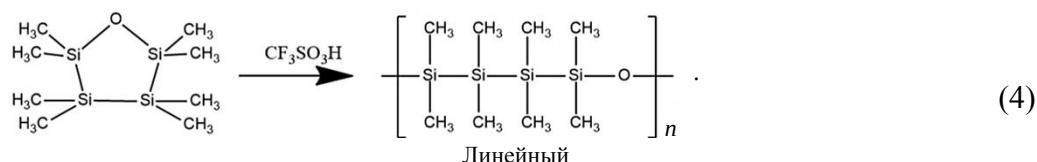
Первый подход к синтезу поликарбосиланов из полисиланов предложен в работе [13]. Эта реакция, известная как перегруппировка Кумады, основана на термической рекомбинации полидиметилсилана, в результате которой образуется поликарбометилсилан:



Полисилоксаны

Полисилоксаны, также известные как силиконы, имеют основную цепь Si–O. Эти материалы демонстрируют отличные химические, физические и электрические свойства, а также хорошую устойчивость к высоким температурам и озону, низкое поверхностное натяжение и высокую газопроницаемость.

Общий метод синтеза полисилоксанов включает реакцию различных хлорорганосиланов с водой [18]. В последние годы новые богатые кремнием полисилоксаны синтезированы в результате поликонденсации функционализированных линейных силанов [19] и ROP-полимеризации циклических силоксанов [20]. Схема протекания ROP-полимеризации циклических силоксанов:



Сшитые полисилоксаны обеспечивают высокий выход керамики и могут быть синтезированы по золь-гель технологии путем гидролиза и конденсации различных алкоксидов кремния с функциональностью >2 . Данным методом впервые получены кремниевые оксикарбидные стекла [21]. Золь-гель метод позволяет осуществлять точный контроль состава исходной смолы и получать прекурсоры для богатых углеродом и/или кремнием керамических PDC-материалов с общей формулой звена SiCO [22]. По данной методике также возможно введение других атомов в состав керамики, например титана, алюминия или бора [23]. Однако основным недостатком золь-гель процесса является затрудненный контроль вязкости, что накладывает серьезные ограничения на реализацию стадии формования изделия.

Последние исследования продемонстрировали, что керамика SiCO с высоким содержанием углерода ($>20\%$ (по массе)), полученная из полисилоксанов, имеет улучшенную устойчивость к кристаллизации и высокую термостойкость, превышающую первоначальные ожидания [24].

Полисилазаны

Полимеры полисилазана имеют чередующуюся основную цепь связей Si–N, дополненную углеродсодержащими боковыми группами. Это позволяет использовать их в качестве прекурсоров керамики SiCN. Связь Si–N с меньшей энергией, чем энергия связей Si–O и Si–C, может легко преобразовываться в ходе различных химических реакций. Этот вид полимеров характеризуется высокой термической стабильностью [25], стойкостью к окислению, коррозии и может использоваться в качестве барьерных покрытий для теплообменников. Другие области применения связаны с прекурсорами для диэлектриков. Безуглеродный полисилазан, известный как пергидрополисилазан, может служить прекурсором для керамики Si₃N₄.

В настоящее время полисилазаны применяются как силилирующие агенты и прекурсоры для PDC-материалов. Реакция аммонолиза алкилкремнийхлоридов впервые представлена в 1964 г. [26]. Почти 10 лет спустя получены керамические волокна малого диаметра из полимерных карбосилазанов, что открыло область исследований по получению полисилазанов в качестве прекурсоров для керамики [27].

Обычно синтез полисилазанов реализуется с помощью реакций аммонолиза или аминолиза хлорсиланов аммиаком или первичными аминами, однако оба подхода осложняются отделением продукта реакции от побочных веществ, находящихся

в твердом состоянии, например хлорида аммония и хлораминов [28]. Для повышения молекулярной массы полисилазанов и степени сшивания предложено несколько методов. Первый из них представлен в 1984 г. и подразумевает использование основных катализаторов, например гидрида калия (КН), для депротонирования NH-группы полисилазана [29]. Во втором подходе олигомеры сшиваются комплексами различных переходных металлов [30].

В последнее время ведутся исследования по модифицированию олигомеров мочевиной или изоцианатсодержащими соединениями с целью расширения спектра материалов с функциональными свойствами, в частности с улучшенной гидрофобностью и коррозионной стойкостью к кислотам и щелочам. В результате реакции между цикло- $[\text{CH}_3\text{Si}(\text{H})\text{NH}]_n$ и мочевиной в различных молярных соотношениях синтезированы полиуреидосилазаны [31]. Проведена реакция циклических олигомеров метилвинилсилазана с изоцианатами, в результате синтезированы полиуреаметилвинилсилазаны, которые могут применяться в качестве антиобледенительных и огнестойких покрытий, гибких диэлектриков, герметиков для экстремальных условий, умных материалов с памятью формы и изменяемыми свойствами [32].

Полисилкарбодиимиды

Еще один класс прекурсоров, способствующих образованию керамики SiCN при термическом разложении, включает полисилкарбодиимиды ($\text{X} = \text{NCN}$). Эти полимеры чувствительны к воздействию влаги воздуха, но обладают повышенной термической стабильностью.

Впервые полисилкарбодиимиды получены в 1964 г. [33]. В 1997 г. опубликованы данные о термическом превращении полисилкарбодиимидов в керамику SiCN, для чего использовался карбодиимидолиз хлорсиланов [34]. Для этого процесса применяется инертная атмосфера и пиридин в качестве катализатора, что обеспечивает высокий выход керамики и снижает затраты на исходное сырье. Применение диорганодихлорсиланов в качестве исходного реагента приводит к образованию полидиорганосилкарбодиимидов линейного и циклического строения, органотрихлорсиланы образуют сильно разветвленные полиорганосилсесквикарбодиимиды [35]. Взаимодействие бис(триметилсил)-карбодиимид с тетрахлорсиланом после пиролиза сильно сшитого продукта приводит к образованию карбонитридов SiC_2N_4 и Si_2CN_4 . Увеличение содержания углерода в прекурсорах улучшает термическую стабильность керамики SiCN и повышает температуру кристаллизации [36]. Кроме того, ингибируется кристаллизация Si_3N_4 .

Следует отметить, что термическая обработка кремнийорганических прекурсоров при правильно подобранных технологических режимах является экономичным методом, позволяющим регулировать микроструктуру и характеристики получаемых на дальнейших стадиях PDC-материалов. Однако свойства конечной керамики, полученной из полимеров, также в значительной степени зависят от последующих процессов, включающих формование, сшивание и пиролиз.

Производство керамических материалов из полимеров

Производственный процесс получения PDC-материалов на основе кремния включает пять основных этапов: синтез предкерамического полимера, формование, отверждение (сшивание), пиролиз и кристаллизацию. Обработка осуществляется при более низких температурах по сравнению с традиционным спеканием (800–1500 и 1900–2200 °C соответственно) [37]. Схема процесса представлена на рис. 3.

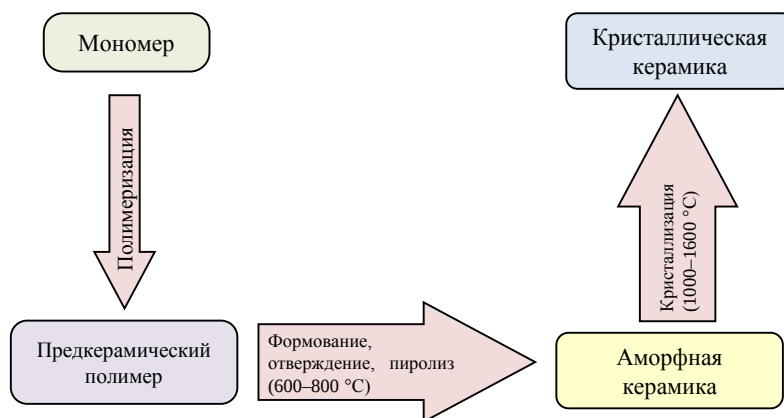


Рис. 3. Схема процесса производства PDC-материалов

Формование

Для традиционного формования применяются керамические порошки, к которым добавляют определенное количество полимерных связующих. Эти связующие растворяются в органическом или водном растворителе, который испаряется при спекании. Однако данный процесс является сложным вследствие низкого уровня реологических свойств высоконаполненных керамических композиций и необходимости подбора подходящего полимерного связующего. Формование PDC-материалов, в свою очередь, значительно проще, так как предкерамический полимер можно использовать в жидком состоянии. Следовательно, появляется возможность контроля его вязкости в ходе всего технологического процесса [38].

Твердые прекурсоры можно растворить в органических растворителях или использовать в виде расплава. Существуют различные классические технологии, в том числе одноосное, изостатическое и теплое прессование, и более современные подходы, включающие экструзию, литье под давлением, напыление, спин-покрытие, химическое осаждение из пара и аддитивное производство [39, 40]. Последние разработки позволяют создавать компоненты, которые нельзя получить с помощью традиционных технологий получения керамики. Наиболее распространенные технологии формования предкерамических полимеров представлены на рис. 4.

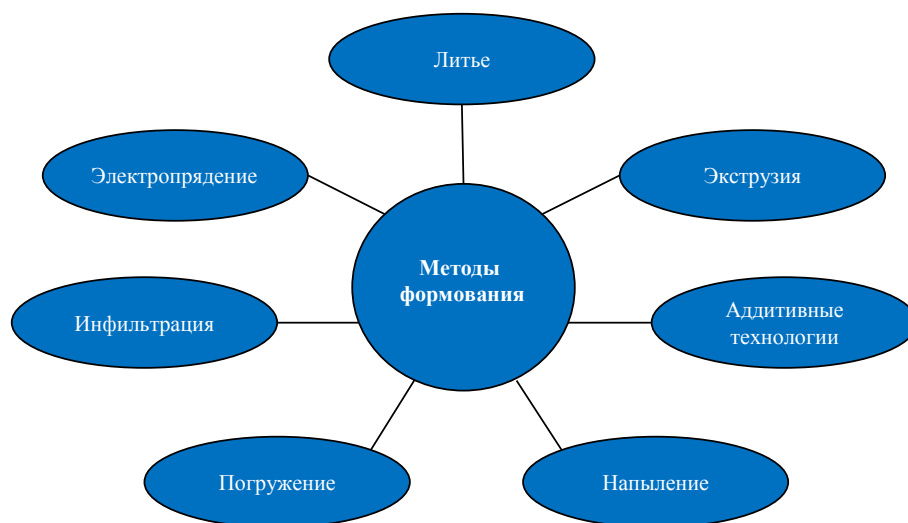


Рис. 4. Основные технологии формования предкерамических полимеров

Отверждение

После формования критически важно, чтобы детали сохраняли форму в процессе окончательной керамизации. Следующий этап включает сшивание, также называемое отверждением, которое обычно происходит под действием температуры.

Процесс сшивания включает ряд реакций, которые изменяют состав и свойства исходного полимера. Обычно предкерамические полимеры сшиваются при температуре $<200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Функциональные группы, такие как Si–H и Si–OH, взаимодействуют в результате реакций конденсации или присоединения, формируя трехмерную полимерную сеть и превращая прекурсоры в неплавкую и нерастворимую предкерамику. Температуру сшивания можно дополнительно уменьшить, применяя катализаторы отверждения. При понижении температуры сшивания уменьшается интенсивность испарения олигомеров, а также предотвращается образование пузырьков и пористости. Однако даже при отсутствии катализаторов пузырьки можно исключить, используя избыточное давление с помощью силиконового масла или газа.

Изменяя такие параметры процесса, как температура, скорость нагрева и состав атмосферы, можно получить керамические материалы с различными свойствами из одного и того же полимерного прекурсора. Поэтому отверждение должно быть тщательно контролируемым. Традиционно использовали окислительное отверждение, однако получаемая таким образом керамика была значительно загрязнена кислородом ($\sim 15\%$ (по массе)), что снижало высокотемпературную стабильность.

Гамма-лучевое или электронно-лучевое отверждение, обычно проводимое в вакууме, позволяет получать керамику с минимальным содержанием кислорода. Однако маленькая глубина проникновения излучения позволяет использовать этот метод только для отверждения тонкодисперсных компонентов, таких как волокна [41]. Фоточувствительные функциональные группы могут быть привиты к основе предкерамических полимеров для реализации ультрафиолетового отверждения в основном для изготовления микрокомпонентов или волокон [42]. Кроме того, предложено отверждение при низких температурах (обычно $<200\text{ }^{\circ}\text{C}$) с использованием реактивных газов, таких как аммиак, тионилхлорид, диоксид и оксид азота, галогенированные и ненасыщенные углеводороды или реактивная плазма на основе аммиака, метана, азота, водорода, воды, кислорода, силана и других газов [43]. Для некоторых прекурсоров, таких как силиконовые смолы с группами Si–OH, возможно отверждение путем погружения формируемого компонента в сильнощелочной раствор.

При добавлении значительного количества наполнителей в предкерамический полимер может не потребоваться сшивание, так как твердые добавки зачастую обеспечивают необходимую поддержку полимерной матрицы для сохранения формы детали при нагревании. Однако использование наполнителей существенно влияет на реологические свойства конечной композиции [44].

Пиролиз

Этап непосредственного превращения полимера в керамику называется пиролизом, или керамизацией. Это процесс термической обработки, который осуществляется при температурах $>300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (обычно $900\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$), в результате которого сшитый предкерамический полимер превращается в аморфную керамику. Превращение происходит в результате перегруппировок, конденсации и радикальных реакций, которые приводят к образованию новых связей и удалению органических групп с образованием таких веществ, как метан, бензол, метиламин, аммиак и водород.

Эта часть процесса является наиболее чувствительной, поскольку фазовый состав, структура и свойства получаемой аморфной керамики в значительной степени

зависят от условий пиролиза. Наиболее важными из них являются скорость нагрева, температура реакции, продолжительность выдержки и тип атмосферы. В качестве атмосферы можно использовать инертные или реакционные газы, в результате получают различные выходы керамики с отличающимся химическим и фазовым составом. Наиболее распространенными газами, применяемыми для этих целей, являются аргон и азот, так как с их помощью постепенно удаляют газы, выделяющиеся из прекурсоров в ходе пиролиза. В то же время кислород и вакуум применяются для формирования силикатной керамики и способствуют кристаллизации через реакции карботермического восстановления. Скорость нагрева влияет на скорость образования и выделения газов. В зависимости от уровня внутренних напряжений в изделии наличие газов будет приводить к образованию трещин и пор в ходе пиролиза. Низкое значение скорости нагрева, например $\leq (2-32)^\circ\text{C}/\text{мин}$, должно оставаться постоянным, по крайней мере, в температурном диапазоне, где происходит превращение полимера в керамику, так как при высокой скорости могут возникнуть локальные перегревы, ведущие к неравномерному пиролизу по объему изделия, возникновению микротрещин и других дефектов в керамическом материале.

Наиболее распространен печной пиролиз, при котором пропускаемый газ непрерывно удаляет из системы газообразные продукты, образующиеся при разложении. Для керамизации также подходят следующие технологические процессы: горячее прессование, искровое плазменное спекание, химическое осаждение из паровой фазы, плазменное напыление, быстрый термический отжиг, лазерный пиролиз и микроволновое осаждение (рис. 5).



Рис. 5. Наиболее распространенные методы керамизации предкерамических полимеров

Керамика, полученная из кремнийорганических полимеров, часто подвержена образованию трещин, пор и сильной усадке. Обычно на стадии пиролиза происходит потеря массы в пределах 10–30 %. Кроме того, наблюдается изменение объема из-за уплотнения полимера: плотность варьируется от $\sim 1 \text{ г/см}^3$ для прекурсора до $>2 \text{ г/см}^3$ для готовой керамики (например, $2,2-2,6 \text{ г/см}^3$ для SiO_2 , $3,0-3,2 \text{ г/см}^3$ для Si_3N_4 и SiC), поэтому плотность увеличивается вместе с потерей массы [36]. На рис. 6 представлено изменение плотности в зависимости от температуры на различных стадиях конверсии полисилазана в керамику SiCN , при этом пиролиз осуществлялся в защитной атмосфере.

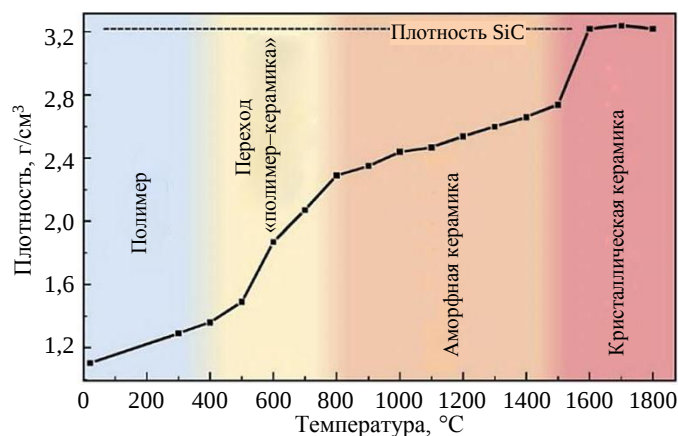


Рис. 6. Зависимость плотности от температуры для процесса производства керамики SiCN из полисилазана в защитной атмосфере [6]

В результате керамизации объем материала уменьшается, что связано с усадкой и образованием пористости. Первый эффект наиболее заметен и может достигать значений до 40 %, в то время как второй связан с выделением газообразных продуктов на ранних этапах процесса. При температурах >400 °C формируется сеть каналов с открытыми порами, которая может уменьшаться при дальнейшем нагреве до 800–1000 °C. Образовавшиеся открытые поры могут исчезнуть в результате термической обработки и усадки, однако часть пор всегда остается. Это явление называется остаточной пористостью.

Данные эффекты имеют негативные последствия, так как усадка вызывает появление дополнительных напряжений в керамике, что может привести к трещинам, которые в свою очередь снижают механические характеристики, а также точность размеров и структурную целостность, иногда вызывая разрушение всего изделия на стадии пиролиза. Решение проблемы заключается в добавлении активных или пассивных наполнителей и тщательном выборе режима термической обработки для минимизации усадки.

Кристаллизация

Этап кристаллизации является завершающим в процессе превращения полимера в керамику. На данном этапе аморфная керамика преобразуется в кристаллическую. Этот процесс происходит при температурах >1000 °C, оптимальный температурный диапазон составляет 1200–1800 °C [6]. Большинство керамических материалов, особенно керамика с кислородом, могут кристаллизоваться при температурах 1000–1200 °C, в то время как другие материалы не кристаллизуются при температурах до 1700 °C. Переход от аморфного состояния к кристаллическому характеризуется перестройкой структуры, вызванной разрывом химических связей при повышении температуры [45]. Это приводит к разделению керамической и углеродной фаз и образованию многофазной керамической системы. Сформировавшиеся кристаллические ядра постепенно увеличиваются с повышением температуры и в ходе выдержки, а весь процесс сопровождается реакциями разложения с образованием небольшого количества газообразных продуктов.

Параметр, используемый для оценки эффективности преобразования предкерамического полимера в керамический материал, называется выход керамики α_c . Он определяется как отношение остаточной массы после полного превращения к исходной массе полимера [6]. Типичные значения находятся в диапазоне 70–90 % (по массе), хотя при использовании реактивных атмосфер получены и более высокие значения. На рис. 7 подробно показана потеря массы при повышении температуры на различных стадиях процесса для поликарбосилана в инертной атмосфере. Как и ожидалось, наибольшие потери массы происходят на стадии пиролиза.

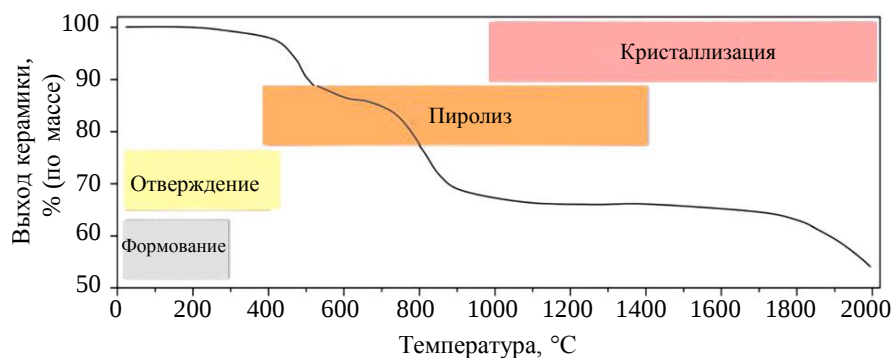


Рис. 7. Зависимость изменения массы от температуры в процессе обработки поликарбосилана в инертной атмосфере [6]

Параметры обработки предкерамических полимеров, влияющие на изготовление PDC-материалов

Существует несколько экспериментальных параметров, которые можно изменять для достижения различных результатов на этапе пиролиза, что создает как трудности, так и возможности. На рис. 8 указаны ключевые факторы, влияющие на основные характеристики PDC-материалов, такие как состав, микроструктура, плотность, выход продукта, форма, шероховатость поверхности и количество дефектов, что в свою очередь влияет на их свойства и область применения.



Рис. 8. Основные параметры, влияющие на обработку предкерамических полимеров

Свойства прекурсора имеют особое значение для процесса его обработки, поэтому метод формования должен быть адаптирован к уникальным характеристикам предкерамического материала. Например, силаны и карбосиланы чувствительны к содержанию влаги в атмосфере и могут взаимодействовать с кислородом, поэтому с ними необходимо обращаться осторожно, хотя в некоторых случаях возможно использование горячего прессования. Степень сшивания предкерамических полимеров существенно влияет на их пластическую формуемость, что может затруднять процесс течения при обработке и привести к образованию остаточной пористости [46]. Форма частиц наполнителей может уменьшить изотропию усадки при керамизации, что приводит

к деформации компонентов. Размер частиц наполнителя влияет на его реактивность по отношению к окружающей матрице, что вызывает дополнительные проблемы, например, в случае металлических порошков, поскольку в центре частицы наполнителя может остаться непрореагировавший материал [47].

Тип атмосферы влияет на состав получаемой керамики, даже если в ней нет активных наполнителей. При обработке тонких пленок содержание кислорода в инертном газе имеет особое значение, поскольку он в некоторых случаях приводит к нежелательному удалению углеродсодержащих соединений в материале. Давление газа оказывает значительное влияние на такие процессы, как карботермическое восстановление. Вакуум способствует этим реакциям и, как следствие, кристаллизации. Однако повышенное давление, например, при механическом горячем прессовании или горячем изостатическом прессовании препятствует карботермическому восстановлению при высоких температурах, что приводит к образованию карбида кремния в результате реакции с кремнеземом или нитридом кремния и, как следствие, подавляет кристаллизацию [48]. Существуют экспериментальные данные, указывающие на то, что применение высокого давления азота (до 20 МПа) способствует включению части азота в конечную керамику, что в свою очередь изменяет ее свойства, в частности электропроводность.

Скорость нагрева оказывает влияние не только на выход, но и на состав керамики. Быстрая передача энергии при лазерном нагреве позволяет обрабатывать тонкие слои на воздухе, что предотвращает загрязнение кислородом. Такие параметры, как скорость нагрева, температура и продолжительность выдержки, влияют на состав и микроструктуру керамики, так как воздействуют на степень кристаллизации и реакции, происходящие в материале. Высокая скорость нагрева также может вызвать образование трещин из-за выделения газа, поэтому для деталей определенного размера она должна быть достаточно низкой, например ≤ 2 °C/мин, особенно в области температуры превращения полимера в керамику.

В некоторых случаях нет необходимости полностью завершать переход полимера в керамику, если требуется высокая микро- и мезопористость или если требуется обработка сетчатой структуры для изготовления сложных деталей без окончательной механической обработки. Кроме того, при обработке при таких промежуточных температурах может развиваться люминесценция. Предкерамические полимеры, которые не прошли керамизацию, можно использовать для создания компонентов с улучшенными характеристиками [49], такими как повышенная термостойкость и устойчивость к растворителям, в отличие от обычных полимеров, что особенно актуально для микрореакторов или покрытий против граффити.

Заключения

Представлен комплексный обзор предкерамических полимеров, используемых для синтеза PDC-материалов. Рассмотрены основные классы кремнийорганических прекурсоров, включая полисиланы, поликарбосиланы, полисилоксаны, полисилазаны и полисилилкарбодиимиды, их химическая структура, методы синтеза и влияние на свойства конечной керамики. Особое внимание уделено ключевым этапам производства PDC-материалов (формованию, отверждению, пиролизу и кристаллизации), а также факторам, влияющим на эти процессы.

Проведенный анализ демонстрирует значительные преимущества PDC-технологии перед традиционными методами получения керамики, такие как возможность точного контроля состава и микроструктуры на молекулярном уровне, а также создание сложных форм, недостижимых при использовании классических технологий. Однако остаются актуальными проблемы, связанные с усадкой, образованием пор и трещин при пиролизе, что требует дальнейшей оптимизации процессов термообработки и разработки новых методов модификации прекурсоров.

Перспективы исследований в этой области связаны с расширением применения PDC-материалов в высокотехнологичных отраслях, таких как аэрокосмическая промышленность (для производства сопловых лопаток и камер сгорания, а также теплозащитных покрытий авиационных и ракетных двигателей), энергетика и аддитивное производство. В настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ создан научно-технический задел в области получения непрерывных высокотемпературных волокон, нитей и текстильных материалов для эксплуатации при температурах <1200 °С. Данная статья описывает материалы, имеющие потенциальную возможность стать одним из видов сырья для производства аналогичных высокотемпературных изделий в рамках института. Дальнейшее изучение взаимосвязи между структурой предкерамических полимеров и свойствами конечной керамики позволит создавать материалы с заданными характеристиками, включая повышенную термическую стабильность, химическую стойкость и функциональные свойства.

Список источников

1. Pandey S.P., Singh V. The Importance of Engineering Materials in Present World // *International Journal of Science and Research*. 2015. Vol. 6. Is. 3. P. 433–441.
2. Yajima S., Hayashi J., Omori M. Continuous silicon carbide fiber of high tensile strength // *Chemistry Letters*. 1975. Vol. 4. No. 9. P. 931–934. DOI: 10.1246/cl.1975.931.
3. Кузнецов Б.Ю., Сорокин О.Ю., Ваганова М.Л., Осин И.В. Синтез модельных высокотемпературных керамических матриц методом искрового плазменного спекания и изучение их свойств для получения композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 4 (53). С. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
4. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2005. № 2. С. 3–5.
5. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Исаева Н.В., Солнцев С.С. Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы // *Российский химический журнал*. 2010. Т. 54. № 1. С. 20–24.
6. Colombo P., Mera G., Riedel R., Soraru G.D. Polymer-Derived Ceramics: 40 Years of Research and Innovation in Advanced Ceramics // *Journal of the American Ceramic Society*. 2010. Vol. 93. No. 7. P. 1805–1837. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.03876.x.
7. Kleebe H.-J., Blum Y.D. SiOC ceramic with high excess free carbon // *Journal of the European Ceramic Society*. 2008. Vol. 28. No. 5. P. 1037–1042. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2007.09.024.
8. Miller R.D., Michl J. Polysilane high polymers // *Chemical Reviews*. 1989. Vol. 89. No. 6. P. 1359–1410. DOI: 10.1021/cr00096a006.
9. Kipping F.S., Sands J.E. XCIII. – Organic derivatives of silicon. Part XXV. Saturated and unsaturated silicohydrocarbons, Si_4Ph_8 // *Journal of the Chemical Society, Transactions*. 1921. Vol. 119. P. 830–847.
10. Kipping F.S. CCCVIII. – Organic derivatives of silicon. Part XXX. Complex silicohydrocarbons $[\text{SiPh}_2]_n$ // *Journal of the Chemical Society, Transactions*. 1924. Vol. 125. P. 2291–2297.
11. Aitken C., Harrod J.F., Samuel E. Polymerization of primary silanes to linear polysilanes catalyzed by titanocene derivatives // *Journal of Organometallic Chemistry*. 1985. Vol. 279. No. 1–2. P. C11–C13. DOI: 10.1016/0022-328X(85)87029-7.
12. Ерин К.Д., Сорокин О.Ю., Монин С.А., Горбовец М.А. Методы оценки и повышения трещиностойкости карбидокремниевых композиционных материалов // *Труды ВИАМ*. 2024. № 11 (141). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-44-70.
13. Shiina K., Kumada M. Notes – Thermal Rearrangement of Hexamethyldisilane to Trimethyl(dimethylsilylmethyl)silane // *The Journal of Organic Chemistry*. 1958. Vol. 23. No. 1. P. 129–139. DOI: 10.1021/jo01095a635.
14. Schilling C.L., Wesson J.P., Williams T.C. Polycarbosilane precursors for silicon carbide // *Journal of Polymer Science: Polymer Symposia*. 1983. Vol. 70. No. 1. P. 121–128. DOI: 10.1002/polc.5070700110.

15. Corriu R.J.P., Guerin C., Henner B. et al. Organosilicon polymers: synthesis of poly[(silanylene)diethynylene]s with conducting properties // *Chemistry of Materials*. 1990. Vol. 2. No. 4. P. 351–352. DOI: 10.1021/cm00010a008.
16. Zhang X., Zhou Q., Weber W.P. et al. Anionic ring-opening polymerization of sila- and germacyclopent-3-enes // *Macromolecules*. 1988. Vol. 21. No. 6. P. 1563–1566. DOI: 10.1021/ma00184a004.
17. Zeldin M., Wynne K.J., Allcock H.R. Inorganic and Organometallic Polymers: Macromolecules Containing Silicon, Phosphorus, and Other Inorganic Elements // American Chemical Society. 1988. Vol. 360. P. 536. DOI: 10.1021/bk-1988-0360.
18. Seyferth D., Prud'homme C., Wiseman G.H. Cyclic polysiloxanes from the hydrolysis of dichlorosilane // *Inorganic Chemistry*. 1983. Vol. 22. No. 15. P. 2163–2167. DOI: 10.1021/ic00157a014.
19. Polysilane-siloxane oligomers and copolymers and methods of making the same: pat. US4626583A; appl. 11.07.85; publ. 21.01.87.
20. Chojnowski J., Kurjata J., Rubinsztajn S. Poly(oxy-multisilane)s by ring-opening polymerization. Fully methylated silicon analogues of oxirane and THF polymers // *Macromolecular Rapid Communications*. 1988. Vol. 9. No. 7. P. 469–475. DOI: 10.1002/marc.1988.030090704.
21. Zhang H., Pantano C.G. Synthesis and Characterization of Silicon Oxycarbide Glasses // *Journal of the American Ceramic Society*. 1990. Vol. 73. No. 4. P. 958–963. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1990.tb05143.x.
22. Sorarù G.D., D'Andrea G., Camprostrini R. et al. Structural Characterization and High-Temperature Behavior of Silicon Oxycarbide Glasses Prepared from Sol-Gel Precursors Containing Si–H Bonds // *Journal of the American Ceramic Society*. 1995. Vol. 78. No. 2. P. 379–387. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08811.x.
23. Gervais C., Babonneau F., Dallabonna N. et al. Sol-Gel-Derived Silicon-Boron Oxycarbide Glasses Containing Mixed Silicon Oxycarbide ($\text{SiC}_x\text{O}_{4-x}$) and Boron Oxycarbide ($\text{BC}_y\text{O}_{3-y}$) Units // *Journal of the American Ceramic Society*. 2001. Vol. 84. No. 10. P. 2160–2164. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00981.x.
24. Mir F.A., Khan N.Z., Parvez S. Recent advances and development in joining ceramics to metals // *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 46. P. 6570–6575. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.04.047.
25. Шестаков А.М. Керамика на основе кремнийорганических полимеров-прекурсоров: свойства и области применения (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-113-131.
26. Nicholas J.R. Processing of continuous fiber reinforced ceramic composites for ultra high temperature applications using organosilicon polymer precursors. Missouri University of Science and Technology, 2013. 59 p.
27. Seyferth D., Wiseman G.H., Prud'homme C. A Liquid Silazane Precursor to Silicon Nitride // *Journal of the American Ceramic Society*. 1983. Vol. 66. No. 1. P. C13–C14. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1983.tb09979.x.
28. Hörz M., Zern A., Berger F. et al. Novel polysilazanes as precursors for silicon nitride/silicon carbide composites without «free» carbon // *Journal of the European Ceramic Society*. 2005. Vol. 25. No. 2–3. P. 99–110. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2004.07.020.
29. Seyferth D., Wiseman G.H. High-Yield Synthesis of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Ceramic Materials by Pyrolysis of a Novel Polyorganosilazane // *Journal of the American Ceramic Society*. 1984. Vol. 67. No. 7. P. C132–C133. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1984.tb19620.x.
30. Blum Y., Laine R.M. Catalytic methods for the synthesis of oligosilazanes // *Organometallics*. 1986. Vol. 5. No. 10. P. 2081–2086. DOI: 10.1021/om00141a026.
31. Seyferth D., Strohmman C., Dando N.R., Perrotta A.J. Poly(ureidosilazanes): Preceramic Polymeric Precursors for Silicon Carbonitride and Silicon Nitride. Synthesis, Characterization, and Pyrolytic Conversion to $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Ceramics // *Chemistry of Materials*. 1995. Vol. 7. No. 11. P. 2058–2066. DOI: 10.1021/om00141a026.
32. Schwark J.M., Sullivan M.J. Isocyanate-Modified Polysilazanes: Conversion to Ceramic Materials // *MRS Proceedings*. 1992. Vol. 271. P. 807. DOI: 10.1557/PROC-271-807.
33. Pump J., Rochow E.G. Silylcarbodiimide. IV. Sila-polycarbodiimide // *Zeitschrift anorg allg. chemie*. 1964. Vol. 330. No. 1–2. P. 101–106. DOI: 10.1002/zaac.19643300114.

34. Dressler W., Riedel R. Progress in silicon-based non-oxide structural ceramics // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 1997. Vol. 15. No. 1–3. P. 13–47. DOI: 10.1016/S0263-4368(96)00046-7.
35. Nahar-Borchert S., Kroke E., Riedel R. et al. Synthesis and characterization of alkylene-bridged silsesquicarbodiimide hybrid xerogels // *Journal of Organometallic Chemistry*. 2003. Vol. 686. No. 1–2. P. 127–133. DOI: 10.1016/S0022-328X(03)00440-6.
36. Mera G., Riedel R., Poli F., Müller K. Carbon-rich SiCN ceramics derived from phenyl-containing poly(silylcarbodiimides) // *Journal of the European Ceramic Society*. 2009. Vol. 29. No. 13. P. 2873–2883. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.03.026.
37. Greil P. Polymer derived engineering ceramics // *Advanced engineering materials*. 2000. Vol. 2. No. 6. P. 339–348. DOI: 10.1002/1527-2648(200006)2.
38. Konegger T., Agarwal A.K., Pandey A. et al. Ceramics for Sustainable Energy Technologies with a Focus on Polymer-Derived Ceramics // *Novel Combustion Concepts for Sustainable Energy Development*. Springer, 2014. P. 501–533. DOI: 10.1007/978-81-322-2211-8_22.
39. Haug R., Weinmann M., Bill J., Aldinger F. Plastic forming of preceramic polymers // *Journal of the European Ceramic Society*. 1999. Vol. 19. No. 1. P. 1–6. DOI: 10.1016/S0955-2219(98)00167-8.
40. Турченко М.В., Лебедева Ю.Е., Колмогоров А.Ю., Гуров Д.А., Чайникова А.С. Возможность применения технологии послойного наплавления (FDM) для получения керамических изделий // *Труды ВИАМ*. 2024. № 8 (138). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-8-64-76.
41. Idesaki A., Narisawa M., Okamura K. et al. Application of electron beam curing for silicon carbide fiber synthesis from blend polymer of polycarbosilane and polyvinylsilane // *Radiation Physics and Chemistry*. 2001. Vol. 60. No. 4–5. P. 483–487. DOI: 10.1016/S0969-806X(00)00394-7.
42. Liew L.-A., Liu Y., Luo R. et al. Fabrication of SiCN MEMS by photopolymerization of preceramic polymer // *Sensors and Actuators A: Physical*. 2002. Vol. 95. No. 2–3. P. 120–134. DOI: 10.1016/S0924-4247(01)00723-3.
43. Infusible preceramic polymers via plasma treatment: pat. US4743662A; appl. 03.11.86; publ. 10.05.88.
44. Balan C., Riedel R. Rheological investigations of a polymeric precursor for ceramic materials: experiments and theoretical modeling // *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*. 2006. Vol. 8. No. 2. P. 561.
45. Konetschny C., Galusek D., Reschke S. et al. Dense silicon carbonitride ceramics by pyrolysis of cross-linked and warm pressed polysilazane powders // *Journal of the European Ceramic Society*. 1999. Vol. 19. No. 16. P. 2789–2796. DOI: 10.1016/S0955-2219(99)00070-9.
46. Житнюк С.В., Медведев П.Н., Сорокин О.Ю., Качаев А.А. Формирование кристаллографической текстуры в поликристаллической керамике как способ повышения свойств (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 5 (111). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-74-86.
47. Yu S.H., Riman R.E., Danforth S.C., Leung R.Y. Pyrolysis of Titanium-Metal-Filled Poly(siloxane) Preceramic Polymers: Effect of Atmosphere on Pyrolysis Product Chemistry // *Journal of the American Ceramic Society*. 1995. Vol. 78. No. 7. P. 1818–1824. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08894.x.
48. Esfahanian M., Oberacker R., Fett T., Hoffmann M.J. Development of Dense Filler-Free Polymer-Derived SiOC Ceramics by Field-Assisted Sintering // *Journal of the American Ceramic Society*. 2008. Vol. 91. No. 11. P. 3803–3805. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02730.x.
49. Бутузов А.В., Семина А.В. Предкерамические полимеры для производства керамических изделий путем фотополимеризации в ванне. Часть 1. Способы получения и свойства // *Труды ВИАМ*. 2025. № 3 (145). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-70-88.

References

1. Pandey S.P., Singh V. The Importance of Engineering Materials in Present World. *International Journal of Science and Research*, 2015, vol. 6, is. 3, pp. 433–441.
2. Yajima S., Hayashi J., Omori M. Continuous silicon carbide fiber of high tensile strength. *Chemistry Letters*, 1975, vol. 4, no. 9, pp. 931–934. DOI: 10.1246/cl.1975.931.

3. Kuznetsov B.Yu., Sorokin O.Yu., Vaganova M.L., Osin I.V. Synthesis of model high-temperature ceramic matrices by the method of spark plasma sintering and the study of their properties for the production of composite materials. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
4. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2005, no. 2, pp. 3–5.
5. Kablov E.N., Grashchenkov D.V., Isaeva N.V., Solntsev S.S. Promising high-temperature ceramic composite materials. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. 54, no. 1, pp. 20–24.
6. Colombo P., Mera G., Riedel R., Soraru G.D. Polymer-Derived Ceramics: 40 Years of Research and Innovation in Advanced Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, vol. 93, no. 7, pp. 1805–1837. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2010.03876.x.
7. Kleebe H.-J., Blum Y.D. SiOC ceramic with high excess free carbon. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, vol. 28, no. 5, pp. 1037–1042. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2007.09.024.
8. Miller R.D., Michl J. Polysilane high polymers. *Chemical Reviews*, 1989, vol. 89, no. 6, pp. 1359–1410. DOI: 10.1021/cr00096a006.
9. Kipping F.S., Sands J.E. XCIII. – Organic derivatives of silicon. Part XXV. Saturated and unsaturated silicohydrocarbons, Si_4Ph_8 . *Journal of the Chemical Society, Transactions*, 1921, vol. 119, pp. 830–847.
10. Kipping F.S. CCCVIII. – Organic derivatives of silicon. Part XXX. Complex silicohydrocarbons $[\text{SiPh}_2]_n$. *Journal of the Chemical Society, Transactions*, 1924, vol. 125, pp. 2291–2297.
11. Aitken C., Harrod J.F., Samuel E. Polymerization of primary silanes to linear polysilanes catalyzed by titanocene derivatives. *Journal of Organometallic Chemistry*, 1985, vol. 279, no. 1–2, pp. C11–C13. DOI: 10.1016/0022-328X(85)87029-7.
12. Erin K.D., Sorokin O.Yu., Monin S.A., Gor-bovets M.A. Methods for measuring and improving the crack resistance of silicon carbide composite materials. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-44-70.
13. Shiina K., Kumada M. Notes – Thermal Rearrangement of Hexamethyldisilane to Trimethyl(dimethylsilylmethyl)silane. *The Journal of Organic Chemistry*, 1958, vol. 23, no. 1, pp. 129–139. DOI: 10.1021/jo01095a635.
14. Schilling C.L., Wesson J.P., Williams T.C. Polycarbosilane precursors for silicon carbide. *Journal of Polymer Science: Polymer Symposia*, 1983, vol. 70, no. 1, pp. 121–128. DOI: 10.1002/polc.5070700110.
15. Corriu R.J.P., Guerin C., Henner B. et al. Organosilicon polymers: synthesis of poly[(silanylene)diethynylene]s with conducting properties. *Chemistry of Materials*, 1990, vol. 2, no. 4, pp. 351–352. DOI: 10.1021/cm00010a008.
16. Zhang X., Zhou Q., Weber W.P. et al. Anionic ring-opening polymerization of sila- and germacyclopent-3-enes. *Macromolecules*, 1988, vol. 21, no. 6, pp. 1563–1566. DOI: 10.1021/ma00184a004.
17. Zeldin M., Wynne K.J., Allcock H.R. Inorganic and Organometallic Polymers: Macromolecules Containing Silicon, Phosphorus, and Other Inorganic Elements. *American Chemical Society*, 1988, vol. 360, p. 536. DOI: 10.1021/bk-1988-0360.
18. Seyferth D., Prud'homme C., Wiseman G.H. Cyclic polysiloxanes from the hydrolysis of dichlorosilane. *Inorganic Chemistry*, 1983, vol. 22, no. 15, pp. 2163–2167. DOI: 10.1021/ic00157a014.
19. *Polysilane-siloxane oligomers and copolymers and methods of making the same*: pat. US4626583A; appl. 11.07.85; publ. 21.01.87.
20. Chojnowski J., Kurjata J., Rubinsztajn S. Poly(oxy-multisilane)s by ring-opening polymerization. Fully methylated silicon analogues of oxirane and THF polymers. *Macromolecular Rapid Communications*, 1988, vol. 9, no. 7, pp. 469–475. DOI: 10.1002/marc.1988.030090704.
21. Zhang H., Pantano C.G. Synthesis and Characterization of Silicon Oxycarbide Glasses. *Journal of the American Ceramic Society*, 1990, vol. 73, no. 4, pp. 958–963. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1990.tb05143.x.

22. Sorarù G.D., D'Andrea G., Campostrini R. et al. Structural Characterization and High-Temperature Behavior of Silicon Oxycarbide Glasses Prepared from Sol-Gel Precursors Containing Si–H Bonds. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, vol. 78, no. 2, pp. 379–387. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08811.x.
23. Gervais C., Babonneau F., Dallabonna N. et al. Sol-Gel-Derived Silicon-Boron Oxycarbide Glasses Containing Mixed Silicon Oxycarbide ($\text{SiC}_x\text{O}_{4-x}$) and Boron Oxycarbide ($\text{BC}_y\text{O}_{3-y}$) Units. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, vol. 84, no. 10, pp. 2160–2164. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00981.x.
24. Mir F.A., Khan N.Z., Parvez S. Recent advances and development in joining ceramics to metals. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46, pp. 6570–6575. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.04.047.
25. Shestakov A.M. Ceramics based on organo-silicon polymers-precursors: properties and applications (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-113-131.
26. Nicholas J.R. *Processing of continuous fiber reinforced ceramic composites for ultra high temperature applications using organosilicon polymer precursors*. Missouri University of Science and Technology, 2013, 59 p.
27. Seyferth D., Wiseman G.H., Prud'homme C. A Liquid Silazane Precursor to Silicon Nitride. *Journal of the American Ceramic Society*, 1983, vol. 66, no. 1, pp. C13–C14. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1983.tb09979.x.
28. Hörz M., Zern A., Berger F. et al. Novel polysilazanes as precursors for silicon nitride/silicon carbide composites without «free» carbon. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, vol. 25, no. 2–3, pp. 99–110. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2004.07.020.
29. Seyferth D., Wiseman G.H. High-Yield Synthesis of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Ceramic Materials by Pyrolysis of a Novel Polyorganosilazane. *Journal of the American Ceramic Society*, 1984, vol. 67, no. 7, pp. C132–C133. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1984.tb19620.x.
30. Blum Y., Laine R.M. Catalytic methods for the synthesis of oligosilazanes. *Organometallics*, 1986, vol. 5, no. 10, pp. 2081–2086. DOI: 10.1021/om00141a026.
31. Seyferth D., Strohmman C., Dando N.R., Perrotta A.J. Poly(ureidosilazanes): Preceramic Polymeric Precursors for Silicon Carbonitride and Silicon Nitride. Synthesis, Characterization, and Pyrolytic Conversion to $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ Ceramics. *Chemistry of Materials*, 1995, vol. 7, no. 11, pp. 2058–2066. DOI: 10.1021/om00141a026.
32. Schwark J.M., Sullivan M.J. Isocyanate-Modified Polysilazanes: Conversion to Ceramic Materials. *MRS Proceedings*, 1992, vol. 271, p. 807. DOI: 10.1557/PROC-271-807.
33. Pump J., Rochow E.G. Silylcarbodiimide. IV. Sila-polycarbodiimide. *Zeitschrift anorg allge chemie*, 1964, vol. 330, no. 1–2, pp. 101–106. DOI: 10.1002/zaac.19643300114.
34. Dressler W., Riedel R. Progress in silicon-based non-oxide structural ceramics. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1997, vol. 15, no. 1–3, pp. 13–47. DOI: 10.1016/S0263-4368(96)00046-7.
35. Nahar-Borchert S., Kroke E., Riedel R. et al. Synthesis and characterization of alkylene-bridged silsesquicarbodiimide hybrid xerogels. *Journal of Organometallic Chemistry*, 2003, vol. 686, no. 1–2, pp. 127–133. DOI: 10.1016/S0022-328X(03)00440-6.
36. Mera G., Riedel R., Poli F., Müller K. Carbon-rich SiCN ceramics derived from phenyl-containing poly(silylcarbodiimides). *Journal of the European Ceramic Society*, 2009, vol. 29, no. 13, pp. 2873–2883. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.03.026.
37. Greil P. Polymer derived engineering ceramics. *Advanced engineering materials*, 2000, vol. 2, no. 6, pp. 339–348. DOI: 10.1002/1527-2648(200006)2.
38. Konegger T., Agarwal A.K., Pandey A. et al. Ceramics for Sustainable Energy Technologies with a Focus on Polymer-Derived Ceramics. *Novel Combustion Concepts for Sustainable Energy Development*. Springer, 2014, pp. 501–533. DOI: 10.1007/978-81-322-2211-8_22.
39. Haug R., Weinmann M., Bill J., Aldinger F. Plastic forming of preceramic polymers. *Journal of the European Ceramic Society*, 1999, vol. 19, no. 1, pp. 1–6. DOI: 10.1016/S0955-2219(98)00167-8.
40. Turchenko M.V., Lebedeva Yu.E., Kolmogorov A.Yu., Gurov D.A., Chainikova A.S. Possibility of using layer-by-layer deposition technology (FDM) to produce ceramic products. *Trudy VIAM*, 2024, no. 8 (138), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-8-64-76.

41. Idesaki A., Narisawa M., Okamura K. et al. Application of electron beam curing for silicon carbide fiber synthesis from blend polymer of polycarbosilane and polyvinylsilane. *Radiation Physics and Chemistry*, 2001, vol. 60, no. 4–5, pp. 483–487. DOI: 10.1016/S0969-806X(00)00394-7.
42. Liew L.-A., Liu Y., Luo R. et al. Fabrication of SiCN MEMS by photopolymerization of pre-ceramic polymer. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2002, vol. 95, no. 2–3, pp. 120–134. DOI: 10.1016/S0924-4247(01)00723-3.
43. *Infusible preceramic polymers via plasma treatment*: pat. US4743662A; appl. 03.11.86; publ. 10.05.88.
44. Balan C., Riedel R. Rheological investigations of a polymeric precursor for ceramic materials: experiments and theoretical modeling. *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 2006, vol. 8, no. 2, pp. 561.
45. Konetschny C., Galusek D., Reschke S. et al. Dense silicon carbonitride ceramics by pyrolysis of cross-linked and warm pressed polysilazane powders. *Journal of the European Ceramic Society*, 1999, vol. 19, no. 16, pp. 2789–2796. DOI: 10.1016/S0955-2219(99)00070-9.
46. Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N., Sorokin O.Yu., Kachaev A.A. Formation of crystallographic texture in polycrystalline ceramics as a way to enhance properties (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-74-86.
47. Yu S.H., Riman R.E., Danforth S.C., Leung R.Y. Pyrolysis of Titanium-Metal-Filled Poly(siloxane) Preceramic Polymers: Effect of Atmosphere on Pyrolysis Product Chemistry. *Journal of the American Ceramic Society*, 1995, vol. 78, no. 7, pp. 1818–1824. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08894.x.
48. Esfahanian M., Oberacker R., Fett T., Hoffmann M.J. Development of Dense Filler-Free Polymer-Derived SiOC Ceramics by Field-Assisted Sintering. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, no. 11, pp. 3803–3805. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2008.02730.x.
49. Butuzov A.V., Semina A.V. Preceramic polymers for the production of ceramic products by vat photopolymerization. Part 1. Methods of production and properties. *Trudy VIAM*, 2025, no. 3 (145), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-70-88.

Информация об авторах

Парашенко Никита Макарович, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru; студент, РХТУ им. Д.И. Менделеева, pochta@muctr.ru

Тупиков Антон Сергеевич, доцент, к.х.н., РХТУ им. Д.И. Менделеева, pochta@muctr.ru

Лыженков Захар Александрович, студент, РХТУ им. Д.И. Менделеева, pochta@muctr.ru

Головко Дмитрий Сергеевич, студент, РХТУ им. Д.И. Менделеева, pochta@muctr.ru

Information about the authors

Nikita M. Parashchenko, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru; Student, D.I. Mendeleev Russian State Technical University, pochta@muctr.ru

Anton S. Tupikov, Associate Professor, Candidate of Sciences (Chem.), D.I. Mendeleev Russian State Technical University, pochta@muctr.ru

Zahar A. Lyzhenkov, Student, D.I. Mendeleev Russian State Technical University, pochta@muctr.ru

Dmitriy S. Golovko, Student, D.I. Mendeleev Russian State Technical University, pochta@muctr.ru

Статья поступила в редакцию 02.06.2025; получена после доработки 18.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.06.2025.
The article was submitted 02.06.2025; received in revised form 18.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 30.06.2025.

Научная статья

УДК 667.6:535.6

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-152-162

КЛИМАТИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ СИСТЕМ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ*

Часть 4. Аддитивность воздействия климатических факторов

В.О. Старцев¹

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

Аннотация. Исследована аддитивность воздействия климатических факторов при климатическом старении систем лакокрасочных покрытий. Изучены цветовые показатели покрытий при лабораторных испытаниях для различных последовательностей воздействия песка и пыли, ультрафиолетового излучения, термоциклов. Показано, что при различных последовательностях воздействий изменение цветового расстояния систем различается. Проведено ранжирование последовательностей воздействий по величине изменения цветового расстояния.

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

Для цитирования: Старцев В.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 4. Аддитивность воздействия климатических факторов // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 13. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-152-162.

Scientific article

CLIMATIC AGING OF PAINT COATING SYSTEMS

Part 4. Additivity of the impact of climate factors

V.O. Startsev¹

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

Abstract. In the fourth part of the series of articles on climatic aging of paint coating systems, the additivity of the impact of climatic factors is investigated. The color indices are studied in laboratory tests for different sequences of exposure to sand and dust, ultraviolet radiation, and thermal cycles. It is shown that the change in color distance differs for different sequences of exposure. The sequences of exposures are ranked by the magnitude of change in color distance.

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

For citation: Startsev V.O. Climatic aging of paint coating systems. Part 4. Additivity of the impact of climate factors. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 13. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-152-162.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 5 (147), 2025; часть 2 – см. «Труды ВИАМ», № 6 (148), 2025; часть 3 – см. «Труды ВИАМ», № 7 (149), 2025.

Введение

В работе [1] исследовали системы лакокрасочных покрытий (ЛКП) на основе полиуретановой эмали в исходном состоянии и после ускоренных климатических испытаний. Показано, что применение эпоксидно-каучуковой грунтовки обеспечивает высокую устойчивость к эрозионному износу покрытия как в исходном состоянии, так и после воздействия различных факторов старения, а также высокий уровень защиты от коррозии алюминиевого сплава. Установлено, что воздействие повышенных температур положительно влияет на эрозионную стойкость систем ЛКП. Авторы исследования [2] провели поиск соответствия между результатами ускоренных (протоколы испытаний на атмосферные воздействия ZS (ZykStuttgart) и NP (New Protocol)) и натурных климатических испытаний в двух климатических зонах (г. Штутгарт (Германия) и г. Хомстед (США)) систем полиуретановых покрытий. Изменения цветовых показателей нормировали по дозе солнечной радиации. Полученные результаты позволили уточнить режимы ускоренных испытаний. В работе [3] оценку изменения цветовых показателей систем акриловых покрытий также использовали при проведении натурных и лабораторных климатических испытаний.

Длительное воздействие внешней среды вызывает ухудшение защитных свойств и цветовых показателей ЛКП [4]. Представлены примеры изменения блеска, цветовых характеристик и защитных свойств разных классов ЛКП после экспонирования в сухом жарком климате Аризоны [5], тропиках США [6, 7], Индии [8] и Вьетнама [9], в климате европейских стран [10] и России [11, 12], арктическом климате [13, 14] и даже в условиях открытого космического пространства [15, 16].

Атмосферостойкость ЛКП зависит от химического состава полимерной основы [5, 6, 8] и свойств цветовых пигментов [4, 11]. Пигменты добавляют как для защиты от коррозии, так и для улучшения эстетических свойств. Однако пигменты, добавленные в полимерную матрицу для эстетических целей, могут влиять не только на внешний вид материала, но и на устойчивость к коррозии. В работе [17] исследовано влияние серого, красного и оранжевого пигментов в трех различных концентрациях (стандартная, стандартная + 25 % (по массе), стандартная + 50 % (по массе)) как на внешний вид, так и на устойчивость к коррозии нанесенных покрытий. Для этой цели изучены полиэфирные порошковые покрытия, нанесенные на алюминиевую подложку. Исследовано влияние старения под действием ультрафиолетового (УФ) облучения и солевого тумана с контролем изменения показателей цвета и блеска покрытия. Доказано, что различные соотношения пигмента и матрицы заметно влияют на блеск и стабильность цвета в процессе старения (особенно в случае оранжевых и красных образцов), а также незначительно – на барьерные свойства покрытий.

Обычно для нахождения оптимальных составов ЛКП с повышенной стойкостью к агрессивным внешним воздействиям проводят ускоренные лабораторные испытания, выбирая режимы, характерные для условий эксплуатации, после чего сравнивают результаты с действием реальной натурной экспозиции.

Например, авторы работы [18] испытали три системы ЛКП в лабораторных и натурных условиях. Образцы подвергали искусственному выветриванию в нейтральном солевом тумане в сочетании с УФ-облучением согласно ISO 9227:2017 [19], ISO 20340:2009-04 [20], ASTM G53-96 [21], ASTM D5894-21 [22]. Полученные результаты сопоставили с данными четырехлетних полевых испытаний в областях с коррозионной активностью, классифицированной как C3 и C5M (морское побережье Франции и США). Деградацию отдельных слоев системы покрытия (верхнего, базового и грунтовки) изучили с помощью инфракрасной спектроскопии, динамического механического анализа и электрохимической импедансной спектроскопии. В результате авторы продемонстрировали возможность выявления значимых факторов воздействия

по данным ускоренных и натурных циклов испытаний. Показано, что пигменты, добавленные в полимерную матрицу, влияют не только на внешний вид, но и на защитные свойства покрытия. Однако количественные оценки синергетического воздействия агрессивных факторов не получены.

Фотохимические повреждения полимеров вызывает УФ-облучение [4]. В работе [23] исследованы эффекты воздействия УФ-излучения на физические, механические и термомеханические свойства ЛКП на основе эпоксидной смолы с дисперсным наполнителем. Полимерное покрытие содержало до 60 % (объемн.) гидратированного порошка оксида алюминия огнестойкого состава и таких наполнителей, как летучая зола. Наблюдения показали пожелтение поверхности чистого эпоксидного покрытия после воздействия УФ-излучения, но присутствие дисперсных наполнителей минимизировало выцветание и потерю массы. Микроскопия покрытия выявила образование микротрещин на поверхности чистой эпоксидной смолы и плотную микроструктуру в эпоксидной смоле с дисперсным наполнителем после воздействия УФ-излучения.

Примером эрозионных испытаний ЛКП является работа [24]. Покрытия на основе ароматического терморезистивного полиэфира продемонстрировали чрезвычайно низкие скорости износа. Механизм абразивного износа изучали при изменении продолжительности экспериментов от 57 до 228 ч. Действие частиц кварцевого песка разного размера оценивали методами сканирующей электронной микроскопии, микроцарапания и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

В работе [25] изучено действие термоциклов на синтетическое и эпоксидное покрытия. Свойства, связанные с адгезией покрытия к поверхности, исследовали до и после 100 циклов «замораживание–оттаивание». Использовали метод поперечного надреза и испытание на отрыв. Показано, что разрушение синтетического покрытия имело когезивный характер, тогда как для эпоксидного покрытия отмечен адгезионный разрыв.

Если ЛКП подвергаются одновременному или последовательному воздействию нескольких агрессивных факторов, то можно ожидать проявления синергизма, при котором совместное действие двух или более факторов приводит к результату, отличающемуся от простого суммирования (аддитивности) их индивидуальных эффектов. Аддитивность воздействия климатических факторов, т. е. эквивалентность их суммарного воздействия при различных последовательностях, до сих пор малоизучена. Поэтому в данной статье проведено сравнение изменения цветовых показателей ЛКП с фторполиуретановой и эпоксидной эмалями с добавлением пигментов красного и серого цвета при различных последовательностях воздействия песка и пыли, УФ-излучения и термоциклов.

Материалы и методы

Для испытаний использовали четыре группы образцов из алюминиевого деформируемого сплава с нанесенными системами ЛКП, состоящими из двух грунтовых слоев холодной и горячей сушки, а также фторполиуретанового (ВЭ-69) и эпоксидного (ЭП-140) покрытий с добавлением пигментов красного и серого цвета. Подробная информация об объектах испытаний приведена в предыдущих частях данной серии статей [26, 27].

Для исследования аддитивности использовали различные последовательности трех видов климатических факторов в лабораторных условиях: имитация солнечного (УФ) излучения (У), термоциклы (Т), воздействие песка и пыли (П).

Воздействие солнечного излучения проводили в климатической камере для имитации годового цикла в непрерывном режиме при температуре воздуха 45 °С (относительная влажность не нормировалась и составляла <10 %). Полный спектральный диапазон создаваемого излучения составлял 290–3000 нм, интегральная плотность потока излучения: 1400 Вт/м². Плотность потока УФ-излучения в интервале длин волн от 290

до 400 нм составляла 120 Вт/м^2 . При проведении испытаний образцы в камере располагали горизонтально, параллельно источнику излучения, чтобы обеспечить перпендикулярность потока излучения к их лицевой поверхности. Образцы размещали на сетчатой полке, обеспечивающей обдув как с лицевой, так и с обратной стороны и не препятствующей попаданию на обратную сторону излучения, отраженного от стенок и дна испытательной камеры. Температуру воздуха контролировали с помощью термометра сопротивления, защищенного от попадания прямого солнечного излучения экраном и находящегося в области камеры с максимально интенсивным воздухообменом. Продолжительность воздействия составляла 400 ч.

Для проведения термоциклирования использовали двухкамерную систему с автоматическим перемещением оснастки с образцами между камерами. Испытания проводили в интервале температур от -5 до $+30$ °С, продолжительность экспозиции при каждой температуре составляла 2 ч. Проводили 30 термоциклов, продолжительность испытаний составляла 120 ч.

Для проведения лабораторных испытаний, имитирующих воздействие пыли, использовали камеру статической и динамической пыли. Воздействие пыли проводили при скорости обдува образцов 15 м/с , температуре пылевоздушной смеси 30 °С, концентрации пыли в пылевоздушной смеси 5 г/м^3 . Состав пылевой смеси, % (по массе): 70 – кварцевый песок, 15 – мел, 15 – каолин. Размер частиц не превышал 200 мкм (перед началом испытаний компоненты пылевой смеси просеивали через сито с соответствующим размером ячейки). Концентрацию пыли контролировали в рабочем объеме камеры каждые 2 ч путем фильтрации запыленного воздуха с последующим определением изменения массы фильтра. Образцы в камере располагали вертикально, перпендикулярно потоку пылевоздушной смеси. Образцы размещали на сетчатой полке, обеспечивающей свободное прохождение потока запыленного воздуха через рабочий объем испытательной камеры. Продолжительность испытаний составляла 56 ч.

Реализованы шесть различных последовательностей воздействий: ПТУ, ПУТ, ТПУ, ТУП, УПТ, УТП.

С помощью спектрофотометра со сферической геометрией измерения определяли значения различия цвета, светлоты, цветового тона систем ЛКП на экспонируемых образцах и рассчитывали значение полного цветового различия (цветового расстояния) ΔE в системе CIE $L^*a^*b^*$. При проведении испытаний на воздействие песка и пыли цветовые показатели измеряли каждые 4 ч после промывания поверхности образцов (14 значений), при проведении термоциклов – каждые 8 ч (15 значений), при воздействии УФ-излучения – после 400 ч (1 значение).

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

Результаты и обсуждение

Изменение цветового расстояния системы ЛКП на основе эпоксидной эмали ЭП-140 с добавлением пигмента красного цвета при различных последовательностях воздействия показано на рис. 1. Видно, что цветовое расстояние, достигаемое при разных последовательностях, находится в диапазоне $17,75\text{--}20,65$ усл. ед. Для этой системы ЛКП наибольший вклад в изменение цветового расстояния вносит воздействие песка и пыли, следующий по значимости фактор – воздействие УФ-излучения, наименее значимым является термоциклирование. Влияние каждого фактора на изменение цветового расстояния существенно различается в разных последовательностях.

Воздействие песка и пыли максимально, если оно первое в последовательности (ПТУ, ПУТ ($18,31$ усл. ед.)), а минимально – если последнее (ТУП ($15,50$ усл. ед.), УТП ($14,75$ усл. ед.)). Воздействие излучения также максимально в последовательностях, где оно было первым (УПТ, УТП ($3,61$ усл. ед.)), и минимально, если было последним

(ПТУ (0,10 усл. ед.), ТПУ (0,46 усл. ед.)). Воздействие термоциклов, наоборот, минимально в последовательностях, где оно было первым (ТПУ, ТУП (0,72 усл. ед.)), а максимально в последовательностях, где оно было последним (ПУТ (1,80 усл. ед.), УПТ (1,61 усл. ед.)).

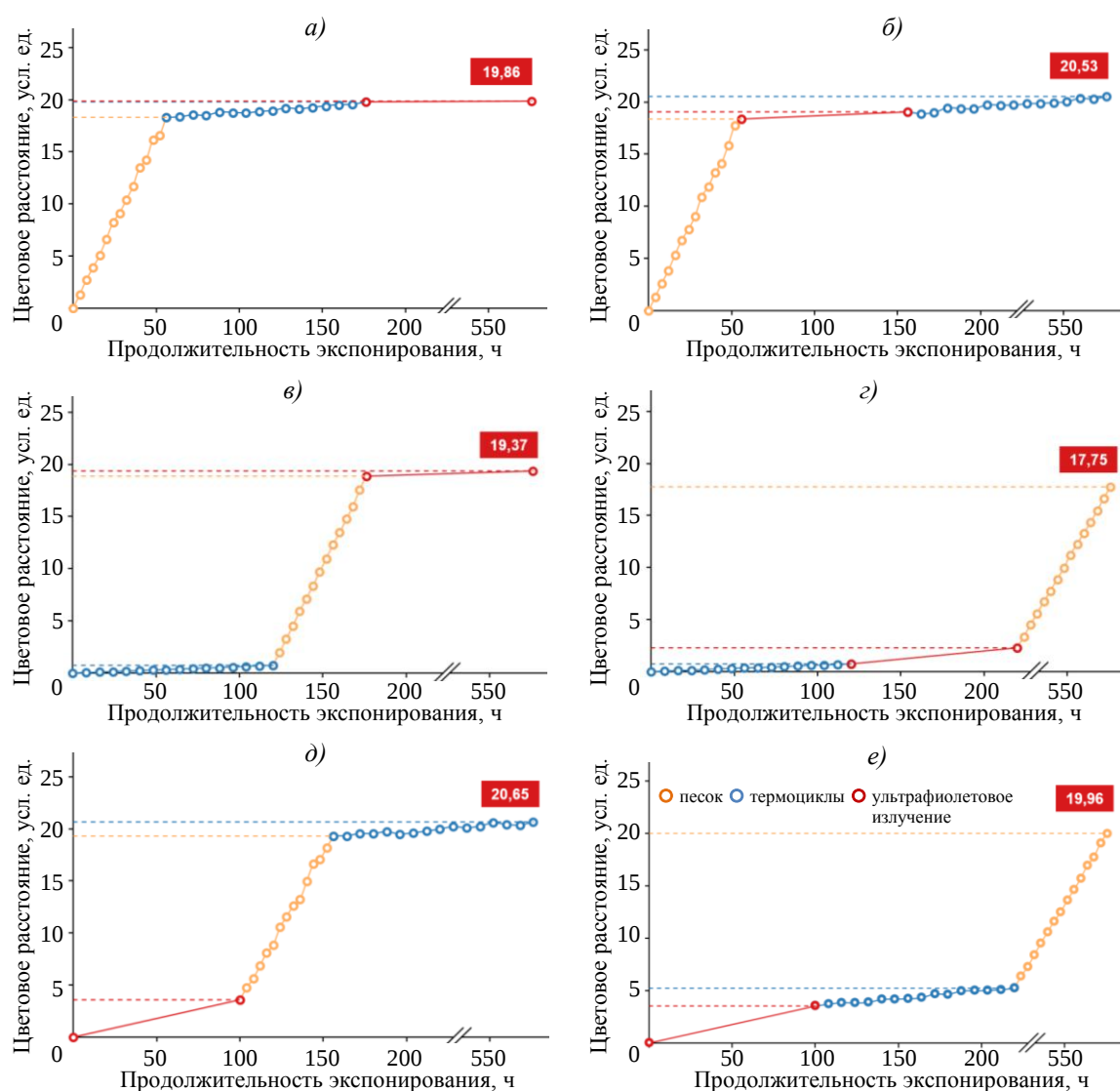


Рис. 1. Изменение цветового расстояния образцов с системой лакокрасочного покрытия на основе эпоксидной эмали ЭП-140 с добавлением пигмента красного цвета при последовательности воздействия ПТУ (а), ПУТ (б), ТПУ (в), ТУП (г), УПТ (д), УТП (е). П – песок и пыль, У – солнечное (ультрафиолетовое) излучение, Т – термоциклы

Аналогичные данные получены для системы ЛКП на основе эпоксидной эмали ЭП-140 с добавлением пигмента серого цвета, а также на основе фторполиуретановой эмали ВЭ-69 с добавлением пигментов красного и серого цвета.

На рис. 2 приведены сравнительные гистограммы влияния последовательности воздействия различных факторов на изменение цветового расстояния для всех исследованных образцов. Данные рис. 2 подтверждают полученные ранее сведения о большей стойкости фторполиуретановой эмали по сравнению с эпоксидной и о том, что в системах с добавлением красного пигмента изменения цвета значительнее, чем в системах с добавлением серого пигмента.

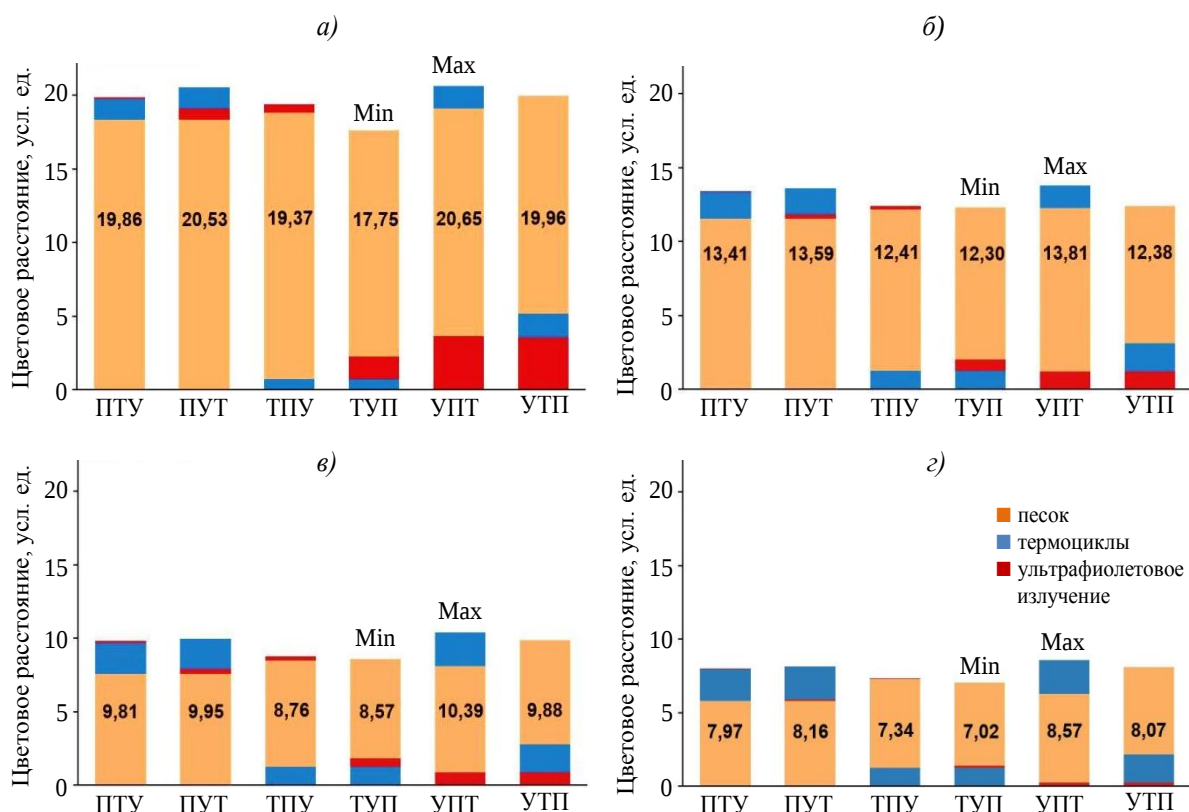


Рис. 2. Влияние последовательности воздействия различных факторов на изменение цветового расстояния для эпоксидной эмали ЭП-140 (а, б) и фторполиуретановой эмали ВЭ-69 (в, г) с пигментами красного (а, в) и серого (б, г) цвета. П – песок и пыль, У – солнечное (ультрафиолетовое) излучение, Т – термоциклы

Первый важный вывод, который можно сделать при анализе рис. 2, заключается в том, что экспериментально подтверждена неэквивалентность суммарного воздействия климатических факторов при различных последовательностях, т. е. принцип аддитивности не выполняется. Если обнаруженную неэквивалентность нормировать по максимальному изменению цветового расстояния, то для систем на основе эмали ЭП-140 с красным и серым пигментами различия составляют 14 и 11 % соответственно, а для систем на основе эмали ВЭ-69 увеличиваются до 18 %.

Второй существенный вывод – для всех четырех систем ЛКП последовательность УПТ вызывает максимальное изменение цвета, а последовательность ТУП – минимальное.

В таблице приведены изменения цветового расстояния (в том числе в процентах) всех исследованных систем ЛКП после каждого воздействия для всех последовательностей. Анализ данных из таблицы позволяет детально изучить различие последовательностей воздействия, а также влияние каждого фактора внутри последовательности.

Воздействие песка и пыли вызывает наибольшее изменение цветового расстояния. Для систем на основе эмали ВЭ-69 с красным и серым пигментами вклад этого фактора составляет от 69,5 до 82,6 % соответственно. Для системы покрытия на основе эмали ЭП-140 влияние значительнее – до 87,8 и 93,3 % при наличии серого и красного пигментов соответственно. Влияние песка и пыли значительнее, когда это воздействие первое или второе в последовательности.

**Изменение цветового расстояния исследованных систем лакокрасочных покрытий (ЛКП)
после различных воздействий при разных последовательностях**

Система ЛКП	Цветовое расстояние, усл. ед./%, после воздействия																	
	песка и пыли (П)						солнечного (ультрафиолетового) излучения (У)						термоциклов (Т)					
	ПТУ	ПУТ	ТПУ	ТУП	УПТ	УТП	ПТУ	ПУТ	ТПУ	ТУП	УПТ	УТП	ПТУ	ПУТ	ТПУ	ТУП	УПТ	УТП
ЭП-140 (красная)	18,35 92,4	18,35 89,3	18,08 93,3	15,52 87,4	15,72 76,1	14,69 73,6	1,41 7,1	1,50 7,3	0,72 3,7	0,72 4,1	1,34 6,5	1,68 8,4	0,10 0,5	0,69 3,3	0,57 2,9	1,51 8,5	3,59 17,4	3,59 18,0
ЭП-140 (серая)	11,52 85,9	11,52 84,8	10,89 87,8	10,29 83,7	11,08 80,2	9,29 75,0	1,84 13,7	1,75 12,9	1,25 10,1	1,25 10,2	1,55 11,2	1,91 15,4	0,05 0,4	0,32 2,4	0,27 2,2	0,76 6,2	1,18 8,5	1,18 9,5
ВЭ-69 (красная)	7,56 77,1	7,56 76,0	7,24 82,6	6,76 78,9	7,22 69,5	7,12 72,1	2,13 21,7	2,07 20,8	1,25 14,3	1,25 14,6	2,32 22,3	1,91 19,3	0,12 1,2	0,32 3,2	0,27 3,1	0,56 6,5	0,85 8,2	0,85 8,6
ВЭ-69 (серая)	5,81 72,9	5,81 71,2	6,06 82,6	5,67 80,8	6,02 70,2	5,93 73,5	2,13 26,7	2,27 27,8	1,19 16,2	1,19 17,0	2,32 27,1	1,91 23,7	0,03 0,4	0,08 1,0	0,09 1,2	0,16 2,3	0,23 2,7	0,23 2,9

Существенно различается вклад термоциклирования в изменение цветовых показателей для различных систем покрытий. Для системы на основе эмали ЭП-140 с красным пигментом вклад термоциклирования в общее изменение цветового расстояния составляет 4,1–8,4 %, с серым пигментом – увеличивается до 10,1–15,4 %, для систем на основе эмали ВЭ-69 с пигментом красного и серого цвета – существенно увеличивается (до 14,3–22,3 и 16,2–27,8 % соответственно). Обнаружено также, что влияние термоциклирования всегда минимально в тех последовательностях, где оно является первым.

Наибольшую вариативность демонстрирует воздействие УФ-излучения, вклад которого кратно изменяется в зависимости от последовательности воздействия. Например, для системы на основе эмали ЭП-140 с пигментом красного цвета для последовательностей с первоначальным воздействием песка и пыли вклад УФ-излучения минимальный (0,5–3,3 %), для последовательностей, начинающихся с воздействия термоциклов, возрастает до 2,9–8,5 %, а для последовательностей, где первоначальным было воздействие излучения, увеличивается до 17,4–18,0 %. Аналогичное существенное повышение показателя наблюдается и для остальных исследованных систем покрытий.

Заключения

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы.

Принцип аддитивности при различных последовательностях воздействий климатических факторов не соблюдается, различия в изменении цветового расстояния составляют до 14 и 18 % для систем покрытий на основе эпоксидной эмали ЭП-140 и фторполиуретановой эмали ВЭ-69 соответственно.

Для всех исследованных систем покрытий последовательность воздействий УПТ вызывает максимальное изменение цветового расстояния, а последовательность ТУП – минимальное.

Количественно охарактеризован вклад каждого климатического фактора при различных последовательностях воздействий.

Полученные результаты требуют развития исследований, направленных на изучение неэквивалентности воздействия различных последовательностей климатических факторов.

Список источников

1. 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: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-120-128.
2. Oehler H., Wanner M., Aktas L. et al. Site-specific weathering of coatings: II. Comparison of natural weathering and accelerated protocols for Central Europe and Florida // *Journal of Coatings Technology and Research*. 2025. Vol. 22. No. 2. P. 739–761.
3. Ładosz Ł., Sudół E., Kozikowska E., Choińska E. Artificial Weathering Test Methods of Waterborne Acrylic Coatings for Steel Structure Corrosion Protection // *Materials*. 2024. Vol. 17. No. 8. Art. 1857.
4. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Старение полимерных композиционных материалов. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 520 с.
5. Cocuzzi D.A., Pilcher G.R. Ten-year exterior durability test results compared to various accelerated weathering devices: Joint study between ASTM International and National Coil Coatings Association // *Progress in Organic Coatings*. 2013. Vol. 76. P. 979–984.
6. Johnson B.W., McIntyre R. Analysis of test methods for UV durability predictions of polymer coatings // *Progress in Organic Coatings*. 1996. Vol. 27. No. 1–4. P. 95–106.

7. Меркулова Ю.И., Куршев Е.В., Вдовин А.И., Андреева Н.П. Микроструктурные и электрохимические исследования лакокрасочных покрытий в условиях натуральных климатических испытаний тропического климата Северной Америки // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 11. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-120-130.
8. Malshe V.C., Waghoo G. Weathering study of epoxy paints // *Progress in Organic Coatings*. 2004. Vol. 51. No. 4. P. 267–272.
9. Павлов А.В., Андреева Н.П., Павлов М.Р., Меркулова Ю.И. Климатические испытания лакокрасочного покрытия на основе фторопласта и особенности его деструкции // *Труды ВИАМ*. 2019. № 5 (77). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-103-110.
10. Ломакин А.Д. Натурные климатические испытания защитных покрытий на древесине // *Жилищное строительство*. 2013. № 9. С. 41–46.
11. Лебедев М.П., Старцев О.В., Коваль Т.В., Велигодский И.М. Мультиплетные релаксационные α -переходы во фторуретановом покрытии после климатического старения // *Доклады Российской академии наук. Химия, науки о материалах*. 2024. Т. 516. № 1. С. 45–51.
12. Ерофеев В.Т., Смирнов И.В., Воронов П.В. и др. Исследование стойкости полимерных покрытий в условиях воздействия климатических факторов черноморского побережья // *Фундаментальные исследования*. 2016. № 11. С. 911–924.
13. Каблов Е.Н., Лебедев М.П., Старцев О.В., Голиков Н.И. Климатические испытания материалов, элементов конструкций, техники и оборудования в условиях экстремально низких температур // *Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата EURASTRENCOLD–2013*. Якутск, 2013. С. 5–7.
14. Старцев О.В., Лебедев М.П., Кычкин А.К. Старение полимерных композиционных материалов в условиях экстремально холодного климата // *Известия Алтайского государственного университета*. 2020. № 1 (111). С. 41–51.
15. Старцев О.В., Никишин Е.Ф. Старение полимерных композитных материалов в условиях открытого космоса // *Механика композитных материалов*. 1993. № 4. С. 457–467.
16. Startsev O.V., Isupov V.V., Nikishin E.F. The Gradient of Mechanical Characteristics Across the Thickness of Composite Laminates After Exposure to a Low Earth Orbit Environment // *Polymer Composites*. 1998. Vol. 19. No. 1. P. 65–70.
17. Rossi S., Fedel M., Deflorian F., Zanol S. Influence of different colour pigments on the properties of powder deposited organic coatings // *Materials & Design*. 2013. Vol. 50. P. 332–341.
18. Perrin F.X., Merlatti C., Aragon E., Margaillan A. Degradation study of polymer coating: Improvement in coating weatherability testing and coating failure prediction // *Progress in Organic Coatings*. 2009. Vol. 64. No. 4. P. 466–473.
19. ISO 9227:2017. Corrosion tests in artificial atmospheres – Salt spray tests. Geneva, 2017. 26 p.
20. ISO 20340:2009-04. Paints and varnishes – Performance requirements for protective paint systems for offshore and related structures. Geneva, 2009. 23 p.
21. ASTM G53-96. Practice for operating light- and water-exposure apparatus (fluorescent UV-condensation type) for exposure of nonmetallic materials. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000. 9 p.
22. ASTM D5894-21. Standard practice for cyclic salt fog/UV exposure of painted metal (alternating exposures in a fog/dry cabinet and a UV/condensation cabinet) // *Annual Book of ASTM Standards*. 2001. Vol. 06.01. DOI: 10.1520/D5894-21.
23. Khotbehsara M.M., Manalo A., Aravinthan T. et al. Effects of ultraviolet solar radiation on the properties of particulate-filled epoxy based polymer coating // *Polymer Degradation and Stability*. 2020. Vol. 181. Art. 109352.
24. Lan P., Polychronopoulou K., Zhang Y., Polycarpou A.A. Three-body abrasive wear by (silica) sand of advanced polymeric coatings for tilting pad bearings // *Wear*. 2017. Vol. 382–383. P. 40–50.
25. Procházka L., Brázdová A. Impact of Freeze-thaw Cycles on Coatings Applied to the Surface of Alkali-activated Materials // *9th World Multidisciplinary Congress on Civil Engineering, Architecture, and Urban Planning (WMCCAU 2024)*. Ostrava, 2024. P. 1–7.

26. Старцев В.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 2. Влияние различных климатических зон // Труды ВИАМ. 2025. № 6 (148). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-86-97.
27. Старцев В.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 3. Сопоставление результатов натурных и ускоренных климатических испытаний с учетом эффекта сезонности // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-105-118.

References

1. 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: June 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-120-128.
2. Oehler H., Wanner M., Aktas L. et al. Site-specific weathering of coatings: II. Comparison of natural weathering and accelerated protocols for Central Europe and Florida. *Journal of Coatings Technology and Research*, 2025, vol. 22, no. 2, pp. 739–761.
3. Ładosz Ł., Sudoł E., Kozikowska E., Choińska E. Artificial Weathering Test Methods of Waterborne Acrylic Coatings for Steel Structure Corrosion Protection. *Materials*, 2024, vol. 17, no. 8, art. 1857.
4. Kablov E.N., Startsev V.O., Laptev A.B. *Aging of polymer composite materials*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 520 p.
5. Cocuzzi D.A., Pilcher G.R. Ten-year exterior durability test results compared to various accelerated weathering devices: Joint study between ASTM International and National Coil Coatings Association. *Progress in Organic Coatings*, 2013, vol. 76, pp. 979–984.
6. Johnson B.W., McIntyre R. Analysis of test methods for UV durability predictions of polymer coatings. *Progress in Organic Coatings*, 1996, vol. 27, no. 1–4, pp. 95–106.
7. Merkulova Yu.I., Kurshev E.V., Vdovin A.I., Andreeva N.P. Microstructural and electrochemical studies of paint coatings under natural climate tests of tropical climate of North America. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-120-130.
8. Malshe V.C., Waghoo G. Weathering study of epoxy paints. *Progress in Organic Coatings*, 2004, vol. 51, no. 4, pp. 267–272.
9. Pavlov A.V., Andreeva N.P., Pavlov M.R., Merkulova Yu.I. Climatic tests of paint coating based on fluoroplastic and features of its destruction. *Trudy VIAM*, 2019, no. 5, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-103-110.
10. Lomakin A.D. Natural climatic tests of protective coatings on wood. *Zhilishchnoe stroitelstvo*, 2013, no. 9, pp. 41–46.
11. Lebedev M.P., Startsev O.V., Koval T.V., Veligodsky I.M. Multiplet relaxation α -transitions in a fluororethane coating after climatic aging. *Doklady Rossiyskoy akademii nauk. Khimiya, nauki o materialakh*, 2024, vol. 516, no. 1, pp. 45–51.
12. Erofeev V.T., Smirnov I.V., Voronov P.V. et al. Study of the durability of polymer coatings under the influence of climatic factors of the Black Sea coast. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2016, no. 11, p. 911–924.
13. Kablov E.N., Lebedev M.P., Startsev O.V., Golikov N.I. Climatic tests of materials, structural elements, machinery and equipment in conditions of extremely low temperatures. *Proceedings of the VI Eurasian Symposium on the Problems of Strength of Materials and Machines for Cold Climate Regions EURASTRENCOLD-2013*. Yakutsk, 2013, pp. 5–7.
14. Startsev O.V., Lebedev M.P., Kychkin A.K. Aging of polymer composite materials in conditions of extremely cold climate. *Izvestiya Altayskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1 (111), pp. 41–51.
15. Startsev O.V., Nikishin E.F. Aging of polymer composite materials in outer space. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 1993, no. 4, pp. 457–467.

16. Startsev O.V., Isupov V.V., Nikishin E.F. The Gradient of Mechanical Characteristics Across the Thickness of Composite Laminates After Exposure to a Low Earth Orbit Environment. *Polymer Composites*, 1998, vol. 19, no. 1, pp. 65–70.
17. Rossi S., Fedel M., Deflorian F., Zanol S. Influence of different colour pigments on the properties of powder deposited organic coatings. *Materials & Design*, 2013, vol. 50, pp. 332–341.
18. Perrin F.X., Merlatti C., Aragon E., Margaillan A. Degradation study of polymer coating: Improvement in coating weatherability testing and coating failure prediction. *Progress in Organic Coatings*, 2009, vol. 64, no. 4, pp. 466–473.
19. ISO 9227:2017. *Corrosion tests in artificial atmospheres – Salt spray tests*. Geneva, 2017, 26 p.
20. ISO 20340:2009-04. *Paints and varnishes – Performance requirements for protective paint systems for offshore and related structures*. Geneva, 2009, 23 p.
21. ASTM G53-96. *Practice for operating light- and water-exposure apparatus (fluorescent UV-condensation type) for exposure of nonmetallic materials*. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000, 9 p.
22. ASTM D5894-21. Standard practice for cyclic salt fog/UV exposure of painted metal, (alternating exposures in a fog/dry cabinet and a UV/condensation cabinet). *Annual Book of ASTM Standards*, 2001, vol. 06.01. DOI: 10.1520/D5894-21.
23. Khotbehsara M.M., Manalo A., Aravinthan T. et al. Effects of ultraviolet solar radiation on the properties of particulate-filled epoxy based polymer coating. *Polymer Degradation and Stability*, 2020, vol. 181, art. 109352.
24. Lan P., Polychronopoulou K., Zhang Y., Polycarpou A.A. Three-body abrasive wear by (silica) sand of advanced polymeric coatings for tilting pad bearings. *Wear*, 2017, vol. 382–383, pp. 40–50.
25. Procházka L., Brázdová A. Impact of Freeze-thaw Cycles on Coatings Applied to the Surface of Alkali-activated Materials. *9th World Multidisciplinary Congress on Civil Engineering, Architecture, and Urban Planning (WMCCAU 2024)*. Ostrava, 2024, pp. 1–7.
26. Startsev V.O. Climate aging of paint coating systems. Part 2. Influence of different climatic zones. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-86-97.
27. Startsev V.O. Climate aging of paint coating systems. Part 3. Comparison of results of natural and accelerated climatic tests taking into account the effect of seasonality. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-105-118.

Информация об авторах

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

Information about the authors

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

Статья поступила в редакцию 30.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 07.07.2025.
The article was submitted 30.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 07.07.2025.

Научная статья

УДК 543.51:669.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-163-172

АНАЛИЗ КРЕМНИЯ МЕТОДОМ МАСС-СПЕКТРОМЕТРИИ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ С ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ

А.В. Алексеев¹, П.В. Якимович¹

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

Аннотация. Определены примеси 43 элементов в кремнии методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом. Описана подготовка пробы к анализу. Для достижения максимальных аналитических сигналов от всех искомых элементов выбраны соответствующие параметры настройки оборудования. Спектральные интерференции устранены за счет высокого разрешения. Рассчитаны коэффициенты относительной чувствительности для всех определяемых элементов с использованием метода рентгенофлуоресцентной спектроскопии.

Ключевые слова: масс-спектрометрия высокого разрешения с тлеющим разрядом, кремний, никелевые сплавы, определение вредных примесей

Для цитирования: Алексеев А.В., Якимович П.В. Анализ кремния методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 14. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-163-172.

Scientific article

ANALYSIS OF SILICON BY GLOW DISCHARGE HIGH-RESOLUTION MASS SPECTROMETRY

A.V. Alekseev¹, P.V. Yakimovich¹

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

Abstract. In this work, we have determined the impurities of 43 elements in silicon by high-resolution glow discharge mass spectrometry. The sample preparation for analysis is described. The analysts have selected the corresponding equipment settings to achieve maximum analytical signals from all the elements being sought. Spectral interferences have been eliminated by using high resolution. Relative sensitivity coefficients have been calculated for all the elements being determined using X-ray fluorescence spectroscopy.

Keywords: high resolution glow discharge mass spectrometry, silicon, nickel alloys, determination of harmful impurities

For citation: Alekseev A.V., Yakimovich P.V. Analysis of silicon by glow discharge high-resolution mass spectrometry. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 14. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-163-172.

Введение

В современной высокотехнологичной промышленности кремний является одним из основных материалов, используемых в микро- и фотоэлектронике, производстве солнечных батарей [1]. Кроме того, кремний применяется для изготовления высокотемпературных керамических композиционных материалов (на основе карбида кремния) [2–4] и является легирующим компонентом жаропрочных никелевых припоев (ВПр50), используемых при пайке ответственных узлов и деталей газотурбинных двигателей [5].

Для производства качественных сплавов и композиционных материалов необходимо контролировать чистоту первичного кремния в части содержания примесей множества различных элементов. При этом сложность данной задачи возрастает для кремния высокой чистоты, используемого в полупроводниковой промышленности и для изготовления солнечных батарей [6].

Методом классической спектрофотометрии возможно определить фосфор в кремнии в диапазоне содержаний 0,0002–0,0200 % (по массе). Навеску пробы растворяют в смеси азотной и фтористоводородной кислот в присутствии марганцовокислого калия. Далее основную массу кремния удаляют путем отгонки в виде фторида кремния, а фосфор концентрируют смесью н-бутанола с хлороформом. К раствору добавляют молибденовокислый натрий, получая комплексное соединение – молибденофосфорную гетерополиоксиду. Оптическую плотность раствора измеряют на фотоэлектрорегистраторе при длине волны 630 нм [7].

С помощью спектрофотометрии также определяют содержание железа в диапазоне 0,3–1,6 % (по массе). Анализируемый образец помещают в платиновую чашку и растворяют в смеси азотной и фтористоводородной кислот, разбавляют, добавляют сульфатный гидроксилламин, уксуснокислый натрий и орто-фенантролин. Двухвалентное железо образует с орто-фенантролином оранжево-красное комплексное соединение. Оптическую плотность измеряют при длине волны 510 нм на фотоколориметре [8]. Приведенные методики имеют высокую точность, однако характеризуются недостаточными пределами определения, а также чрезвычайно длительны и трудоемки.

Метод комплексонометрического титрования позволяет определить кальций в кремнии в диапазоне концентраций 0,3–1,6 % (по массе). Пробу растворяют в смеси азотной и фтористоводородной кислот, разбавляют водой, добавляют триэтанолламин и винную кислоту. Далее вносят раствор индигокармина и гидроксида калия до изменения окраски с синей на желтую. К полученному раствору добавляют смесь индикаторов и титруют раствором трилона Б до перехода окраски от зеленой до фиолетовой. Массовую долю кальция рассчитывают по количеству раствора трилона Б, израсходованного на титрование [9]. К недостаткам метода титриметрии относятся большая трудоемкость и длительность выполнения анализа, а также узкий диапазон измеряемых концентраций.

Метод атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно связанной плазмой позволяет проводить анализ различных материалов с одновременным определением нескольких элементов. Метод основан на возбуждении спектра атомов определяемых элементов индуктивно связанной плазмой с последующей регистрацией излучения спектральных линий фотоэлектрическим способом. При проведении анализа используют зависимость интенсивностей спектральных линий элементов от их массовых долей в пробе. В работе [10] выявлены примеси 44 элементов в кремнии с низкими значениями пределов определения. Так, для иттрия предел определения составил $1 \cdot 10^{-8}$ % (по массе). Однако данный результат достигнут с помощью предварительного отделения основы пробы выпариванием в виде гексафторида кремния, что требует наличия необходимых реактивов и специального оборудования (выпаривание проводили под

инфракрасной лампой в боксе из органического стекла с вытяжной вентиляцией). К недостаткам данного метода можно также отнести наличие множества спектральных интерференций (наложений), что делает невозможным определение примесей некоторых элементов.

В настоящее время одним из самых популярных методов определения примесей в материалах различного состава является масс-спектрометрия с индуктивно связанной плазмой (ИСП-МС) [11]. Метод позволяет одновременно определять большое количество элементов и отличается низкими пределами обнаружения, простой пробоподготовкой с использованием микроволнового разложения пробы в смеси кислот. Вместе с тем ИСП-МС имеет ряд недостатков, основным из которых является наличие спектральных интерференций (наложений) сигналов (массовых пиков) от разных элементов друг на друга, что затрудняет анализ объектов сложного состава [12]. Для решения данной проблемы используют реакционно-столкновительные ячейки, математическую коррекцию, уменьшение выходной мощности генератора плазмы и другие методы. В работе [13] описано определение 40 примесных элементов в оксиде кремния методом ИСП-МС. Кремний отделяли в виде газообразного гексафторида путем проведения химической реакции оксида кремния с нитратом аммония и азотной кислотой. Данная процедура пробоподготовки требует наличия необходимых реактивов и оборудования, а также занимает длительное время.

Необходимо также отметить существование нейтронно-активационного метода анализа, позволяющего определить 20 примесных элементов в кремнии с минимальным содержанием $\sim 10^{-10}$ % (по массе) для европия и золота [14]. Метод основан на облучении анализируемых образцов нейтронами ядерного реактора и измерении наведенной активности радионуклидов определяемых элементов на гамма-спектрометре с полупроводниковым детектором. Массовую долю примесей определяют путем сопоставления скорости счета импульсов аналитических гамма-линий радионуклидов в спектрах исследуемых образцов и образцов сравнения.

Наиболее подходящим методом анализа материалов высокой чистоты является масс-спектрометрия высокого разрешения с тлеющим разрядом (МСТР), позволяющая проводить полный элементный анализ в широком диапазоне концентраций непосредственно из твердого образца без длительной пробоподготовки и разбавления. Наличие масс-анализатора с двойной фокусировкой ионов высокого разрешения позволяет преодолеть подавляющее большинство спектральных интерференций [15]. Содержание искомых элементов можно рассчитать с применением минимального количества (в большинстве случаев достаточно одного) стандартных образцов состава анализируемого материала благодаря широкому диапазону линейности и стабильности работы источника ионизации. При этом способе пробоотбора матричные эффекты меньше, чем при искровом и в индуктивно связанной плазме [16].

Цель данной работы – исследование возможности анализа кремния (определение 43 примесных элементов) методом МСТР путем выбора условий эксперимента и расчета коэффициентов относительной чувствительности (КОЧ) определяемых элементов.

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

Материалы и методы

Для проведения исследования использовали масс-спектрометр высокого разрешения с тлеющим разрядом. Для достижения максимальных аналитических сигналов определяемых элементов выполняли автоматическую настройку рабочих параметров прибора в соответствии со стандартной процедурой подготовки, заданной

производителем (табл. 1). Прибор имеет три фиксированных разрешения: 300 (низкое – LR), 4000 (среднее – MR) и 10000 (высокое – HR). Это позволяет практически полностью устранить спектральные интерференции. Кроме того, прибор обладает более высокой чувствительностью по сравнению с квадрупольным масс-анализатором низкого разрешения (метод ИСП-МС).

Таблица 1

Условия определения элементов на масс-спектрометре

Параметр	Значение параметра
Источник тлеющего разряда (источник GD)	Типа Гримма (с плоским катодом), работающий в режиме «fast flow» (расход аргона составляет 100–1000 мл/мин)
Материал анода и трубки потока (позволяет определять содержание серы <2 ppm)	Особо чистый графит с пиролитическим покрытием, внутренний диаметр анода составляет 8 мм
Материал конуса интерфейса (позволяет определять содержание серы <2 ppm)	Особо чистый графит
Давление аргона в источнике тлеющего разряда	1 мбар (0,1 МПа)
Расход разрядного газа ($\text{Ar} \geq 99,998 \%$)	425 мл/мин
Ток разряда	50 мА (режим непрерывного постоянного тока)
Напряжение разряда	Не более 1400 В
Разрешение масс-анализатора	300, 4000 и 10000
Напряжение на фокусной линзе	–1200 В
Предварительный прожиг образца для удаления поверхностных загрязнений и стабилизации сигналов основы	Не менее 2 мин

Первичную обработку поверхности образцов проводили на плоскошлифовальном станке с применением алмазных абразивов. Абразивы на других основах применять нельзя из-за возможного загрязнения поверхности образца сторонними элементами. Из-за малых размеров образец для проведения анализа запрессован в токопроводящую смолу.

Сбор и обработку данных проводили, используя программное обеспечение масс-спектрометра.

Для коррекции КОЧ использовали результаты, полученные на рентгенофлуоресцентном спектрометре. Для сравнительных испытаний применяли масс-спектрометр с индуктивно связанной плазмой (анализ выполняли из раствора), а также газоанализатор для одновременного определения углерода и серы.

В работе проведен анализ образца кремния марки КрЗ, применяемого для солнечных батарей.

Результаты и обсуждение**Выбор изотопов определяемых элементов**

Перед началом анализа необходимо выбрать изотопы определяемых элементов (Li, Be, B, C, Na, Mg, Al, Si, P, S, K, Ca, Sc, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, As, Se, Rb, Sr, Y, Zr, Nb, Ag, In, Sn, Sb, Te, Hf, Ta, W, Re, Tl, Pb, Bi), учитывая их максимальную распространенность для достижения максимального аналитического сигнала с минимальным количеством возможных интерференций (табл. 2) [13].

Таблица 2

Изотопы определяемых элементов, их основные интерференции и разрешение прибора

Изотоп	Распространенность изотопа, %	Мешающие ионы	Необходимое разрешение	Разрешение прибора	
7Li	72,36	—	—	LR	
9Be	100				
11B	80,18				
12C	98,89				
23Na	85,69				
24Mg	78,99	$^{12}\text{C}^{12}\text{C}^+$	1604	LR, MR	
27Al	100	$^{12}\text{C}^{15}\text{N}^+, ^{13}\text{C}^{14}\text{N}^+$	1453, 1085		
28Si	92,2	$^{12}\text{C}^{16}\text{O}^+, ^{14}\text{N}^{14}\text{N}^+$	1557, 958	MR	
31P	100	$^{15}\text{N}^{16}\text{O}^+, ^{14}\text{N}^{16}\text{OH}^+$	1457, 967		
32S	95,02	$^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$	1802		
39K	87,87	—	—	LR	
44Ca	2,09	$^{28}\text{Si}^{16}\text{O}^+, ^{12}\text{C}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+, ^{14}\text{N}^{14}\text{N}^{16}\text{O}^+$	2687, 1281, 965	MR	
45Sc	100	$^{29}\text{Si}^{16}\text{O}^+, ^{13}\text{C}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+, ^{12}\text{C}^{16}\text{O}^{16}\text{OH}^+, ^{14}\text{N}^{15}\text{N}^{16}\text{O}^+$	2901, 1207, 1078, 1066		
47Ti	7,44	—	—	LR	
51V	99,75				
52Cr	83,79	$^{40}\text{Ar}^{12}\text{C}^+, ^{36}\text{Ar}^{16}\text{O}^+$	2375, 2367	LR, MR	
55Mn	100	$^{40}\text{Ar}^{15}\text{N}^+$	2248		
56Fe	91,75	$^{40}\text{Ar}^{16}\text{O}^+$	2503	MR	
59Co	100	$^{58}\text{NiH}^+$	5906	LR	
60Ni	26,22	$^{59}\text{CoH}^+$	5853		
63Cu	69,17	$^{47}\text{Ti}^{16}\text{O}^+$	3687	MR	
66Zn	27,9	$^{50}\text{Ti}^{16}\text{O}^+, ^{50}\text{Cr}^{16}\text{O}^+$	4827, 4419		
71Ga	39,89	$^{55}\text{Mn}^{16}\text{O}^+, ^{142}\text{Nd}^{++}, ^{142}\text{Ce}^{++}$	8587, 2432, 2371	MR, HR	
73Ge	7,72	$^{57}\text{Fe}^{16}\text{O}^+, ^{146}\text{Nd}^{++}$	10646, 2203		
75As	100	$^{59}\text{Co}^{16}\text{O}^+, ^{58}\text{Ni}^{16}\text{OH}^+, ^{150}\text{Nd}^{++}$	11509, 4544, 1929		
82Se	8,73	$^{82}\text{Kr}, ^{50}\text{Ti}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+, ^{50}\text{Cr}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+, ^{40}\text{Ar}^{40}\text{Ar}^1\text{H}^1\text{H}^+$	25361 (82Se справа), 4577, 4276, 3455	MR	
85Rb	87,41	—	—	LR	
88Sr	78,92				
89Y	100				
91Zr	11,22	$^{51}\text{V}^{40}\text{Ar}^+$	129866		
93Nb	100	—	—		
107Ag	51,84	$^{91}\text{Zr}^{16}\text{O}^+$	23494		
115In	95,71	$^{99}\text{Ru}^{16}\text{O}^+, ^{115}\text{Sn}$	37921, 212783		
119Sn	8,585	—	—		
121Sb	57,21				
126Te	18,95	$^{94}\text{Mo}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$	14987		
178Hf	27,28	—	—		
181Ta	99,99				
182W	26,50				
185Re	37,43				
205Tl	70,48				
207Pb	22,08				
209Bi	100	$^{177}\text{Hf}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$	4413	LR, MR	

Разрешение прибора для каждого элемента выбирали с тем расчетом, чтобы устранить все возможные интерференции. Аналитические сигналы должны быть максимальными, так как при увеличении разрешения чувствительность прибора уменьшается.

Расчет коэффициентов относительной чувствительности

Для количественной оценки результатов анализа, полученных методом МСТР, используют КОЧ, значения которых можно получить путем анализа стандартного образца, идентичного или близкого по составу определяемой матрице. В случае отсутствия стандартного образца первоначально используются уже имеющиеся («вшитые» в программное обеспечение масс-спектрометра) КОЧ для железной матрицы. Далее проводится анализ пробы кремния с использованием «вшитых» КОЧ. Полученные результаты сравниваются с результатами анализа этой же пробы методом рентгенофлуоресцентной спектроскопии в режиме безэталонного анализа. Данные рентгенофлуоресцентной спектроскопии загружаются в программное обеспечение масс-спектрометра, и осуществляется автоматический расчет КОЧ всех искомых элементов для кремния (табл. 3).

Таблица 3

Коэффициенты относительной чувствительности (КОЧ), рассчитанные для анализа кремния методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом

Элемент	КОЧ	Элемент	КОЧ	Элемент	КОЧ	Элемент	КОЧ
Li	1,50	Ti	0,51	Se	3,34	Ta	1,63
Be	6,32	V	0,58	Rb	1,65	W	1,52
B	6,13	Cr	1,22	Sr	2,09	Re	0,85
C	12,00	Mn	1,09	Y	0,32	Tl	4,32
Na	2,36	Fe	1,23	Zr	0,23	Pb	1,41
Mg	1,75	Co	1,09	Nb	0,36	Bi	2,52
Si	3,18	Ni	1,57	Ag	3,63	In	1,41
P	3,62	Cu	2,12	Sn	1,74	Sb	4,41
S	3,85	Zn	3,54	Ga	2,23	K	3,12
Ca	0,44	Ge	1,85	Te	4,63		
Sc	0,63	As	5,34	Hf	0,58		

Далее полученные значения КОЧ использовали для расчета концентраций определяемых элементов. Для этого первоначально определили относительную интенсивность изотопов (Ion Beam Ratio – IBR), рассчитанную для элемента x [14]:

$$IBR_x = \frac{I_x / A_x}{\sum (I_i / A_i)},$$

где I_x – значение интенсивности изотопа определяемого элемента x (имп./с), A_x – распространенность изотопа определяемого элемента x , %. В знаменателе данного уравнения указана сумма значений интенсивностей всех определяемых элементов пробы, а не только интенсивность матричного элемента (или внутреннего стандарта).

Далее вычислили концентрацию определяемого элемента:

$$C_x = \frac{RSF_x}{IBR_x},$$

где RSF_x – коэффициент относительной чувствительности элемента x .

Выбор времени абляции

Для получения достоверных результатов анализа необходимо подобрать время абляции (прожига) образца тлеющим разрядом, при этом достичь полного удаления с поверхности пробы загрязнений и постоянства (выхода на плато) содержаний

определяемых элементов. Проанализированы пробы исследуемого образца и рассчитаны концентрации элементов, полученные в разное время абляции. На рис. 1 представлены зависимости относительной концентрации трех элементов от времени абляции, которая определяется по формуле

$$C_{\text{отн}} = C_{\text{абс}}/C_{\text{мин}},$$

где $C_{\text{абс}}$ – абсолютная концентрация элементов; $C_{\text{мин}}$ – минимальная определяемая концентрация элементов.

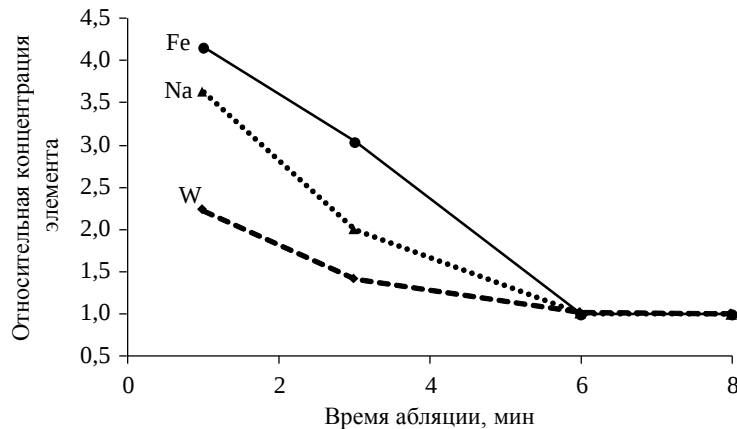


Рис. 1. Зависимости относительной концентрации элементов от времени абляции

Полное удаление с поверхности пробы загрязнений и выход на плато концентраций определяемых элементов достигаются уже после 6 мин прожига. Таким образом, для анализа кремния методом МСТР необходимо выполнить предварительную абляцию в течение 6 мин.

На рис. 2 представлен образец кремния после анализа методом МСТР.



Рис. 2. Образец кремния после анализа методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом

Результаты анализа кремния

В табл. 4 представлены результаты анализа кремния методом МСТР. В качестве аттестованных значений используются результаты, полученные методами ИСП-МС и газового анализа (для С и S).

Для всех аттестованных элементов подтверждается точность полученных результатов (аттестованное значение попадает в доверительный интервал полученного значения). При этом чистота кремния, рассчитанная как разница 100 % и суммы концентраций примесей, составила 99,96 % (по массе).

**Результаты определения примесей в образце кремния методом масс-спектрометрии
высокого разрешения с тлеющим разрядом ($n = 4$, $P = 0,95$)**

Элемент	Массовая доля элемента, мкг/кг		Элемент	Массовая доля элемента, мкг/кг	
	Полученное значение	Аттестованное значение		Полученное значение	Аттестованное значение
Li	<0,3	<1	Se	3±1	<4
Be	<0,01	<1	Rb	0,4±0,1	<1
B	0,11±0,03	<1	Sr	0,2±0,1	0,3±0,1
C	22±2	20±3	Y	<0,05	<0,1
Na	16±2	17±2	Zr	0,11±0,03	<1
Mg	0,3±0,1	<1	Nb	0,9±0,3	<1
Si	12±2	13±3	Ag	<1	<1
P	3±1	4±1	In	<1	<1
S	0,22±0,05	<1	Sn	1,1±0,2	1,3±0,3
K	0,33±0,08	<1	Sb	0,3±0,1	0,3±0,1
Ca	6±1	5±2	Te	<2	<2
Sc	<0,05	<1	Hf	0,2±0,1	<1
V	2,5±0,2	2,4±0,3	Ta	0,13±0,05	<1
Cr	63±8	60±9	W	800±10	800±10
Mn	0,16±0,03	<1	Re	2,1±0,2	2,3±0,3
Fe	160±10	165±10	Tl	<0,1	<0,1
Co	0,7±0,2	<1	Pb	<0,1	<0,1
Ni	45±7	45±8	Bi	<0,1	<0,1
Zn	0,13±0,02	<1	Al	6±2	6±2
Ga	<0,2	<1	Ti	2,1±0,2	<3
Ge	<0,4	<1	Cu	0,8±0,1	<1
As	0,6±0,2	<3			

Заключения

На основе проделанной работы можно сделать следующие выводы:

- методом МСТР возможно проводить анализ кремния (определять примеси 43 элементов);
- для расчета КОЧ возможно использовать результаты метода рентгенофлуоресцентной спектроскопии;
- время предварительной абляции должно составлять не менее 6 мин;
- достоверность результатов анализа подтверждена путем сравнения с данными, полученными методами ИСП-МС и газового анализа.

Список источников

1. Шелпакова И.Р., Шаверина А.В. Определение примесного состава кремния (обзор) // Аналитика и контроль. 2011. Т. 15. № 2. С. 141–150.
2. Евдокимов С.А., Щеголева Н.Е., Качаев А.А. Способы соединения керамических композиционных материалов на основе SiC с керамическими и металлическими материалами (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-75-83.
3. Квятковская А.С., Сабурова Ю.Б., Белоногов В.А. и др. Исследование Ni–SiC покрытий и способов их нанесения на алюминиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-128-139.

4. 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.
5. Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Козлов И.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
6. Каблов Е.Н., Чабина Е.Б., Морозов Г.А., Муравская Н.П. Оценка соответствия новых материалов с использованием СО и МИ высокого уровня // *Компетентность*. 2017. № 2. С. 40–46.
7. ГОСТ 26239.3–84. Кремний полупроводниковый, исходные продукты для его получения и кварц. Методы определения фосфора. М.: Изд-во стандартов, 1984. С. 1–3.
8. ГОСТ 19014.2–73. Кремний кристаллический. Методы определения железа. М.: Изд-во стандартов, 1973. С. 1–3.
9. ГОСТ 19014.3–73. Кремний кристаллический. Методы определения кальция. М.: Изд-во стандартов, 1973. С. 1–3.
10. Цыганкова А.Р., Шаверина А.В., Шелпакова И.Р., Сапрыкин А.И. Сравнение аналитических возможностей комбинированных методик анализа высокочистых веществ с возбуждением излучения в дуге постоянного тока и индуктивно-связанной плазме // *Аналитика и контроль*. 2012. Т. 16. № 4. С. 420–424.
11. Hu J., Wang H. Determination of Trace Elements in Super Alloy by ICP-MS // *Mikrochimica Acta*. 2001. Vol. 137. P. 149–155.
12. Пупышев А.А., Эпова Е.Н. Спектральные помехи полиатомных ионов в методе масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой // *Аналитика и контроль*. 2001. Т. 5. № 4. С. 335–369.
13. Dong X., Xiong Y., Wang N. et al. Determination of trace elements in high-purity quartz samples by ICP-OES and ICP-MS: A normal-pressure digestion pretreatment method for eliminating unfavorable substrate Si // *Analytical Chimica Acta*. 2020. Vol. 1110. P. 11–18. DOI: 10.1016/j.aca.2020.03.006.
14. ГОСТ 26239.5–84. Кремний полупроводниковый и кварц. Метод определения примесей. М.: Изд-во стандартов, 1984. С. 1–3.
15. Jakubowski N., Prohaska T., Rottmann L., Vanhaecke F. Inductively coupled plasma- and glow discharge plasma-sector field mass spectrometry. Part I. Tutorial: Fundamentals and instrumentation // *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*. 2011. Vol. 26. P. 693–726.
16. Ганеев А.А., Губаль А.Р., Усков К.Н., Потапов С.В. Аналитическая масс-спектрометрия с тлеющим разрядом // *Известия Академии наук. Серия химическая*. 2012. № 4. С. 1–15.

References

1. Shelpakova I.R., Shaverina A.V. Determination of impurity composition of silicon (review). *Analitika i kontrol*, 2011, vol. 15, no. 2, pp. 141–150.
2. Evdokimov S.A., Shchegoleva N.E., Kachaev A.A. Methods for joining ceramic composite materials based on SiC with ceramic and metallic materials (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-75-83.
3. Kvyatkovskaya A.S., Saburova Yu.B., Belonogov V.A. et al. The investigation of electrodeposited Ni–SiC coatings and the methods of its application on aluminum alloys. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-128-139.
4. 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.

5. Kablov E.N., Kuttyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N. The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
6. Kablov E.N., Chabina E.B., Morozov G.A., Muravskaya N.P. Conformity assessment of new materials using high-level CRMs and MI. *Kompetentnost*, 2017, no. 2. pp. 40–46.
7. State Standard 26239.3–84. *Semiconductor silicon, source products for its production and quartz. Methods for determination of phosphorus*. Moscow: Publ. house of standards, 1984, pp. 1–3.
8. State Standard 19014.2–73. *Crystalline silicon. Methods for determination of iron*. Moscow: Publ. house of standards, 1973, pp. 1–3.
9. State Standard 19014.3–73. *Crystalline silicon. Methods for determination of calcium*. Moscow: Publ. house of standards, 1973, pp. 1–3.
10. Tsygankova A.R., Shaverina A.V., Shelpakova I.R., Saprykin A.I. Comparison of analytical capabilities of combined methods of analysis of high-purity substances with excitation of radiation in a direct current arc and inductively coupled plasma. *Analitika i kontrol*, 2012, vol. 16, no. 4, pp. 420–424.
11. Hu J., Wang H. Determination of Trace Elements in Super Alloy by ICP-MS. *Mikrochimica Acta*, 2001, vol. 137, pp. 149–155.
12. Pupyshev A.A., Epova E.N. Spectral interference of polyatomic ions in the method of mass spectrometry with inductively coupled plasma. *Analitika i kontrol*, 2001, vol. 5, no. 4, pp. 335–369.
13. Dong X., Xiong Y., Wang N. et al. Determination of trace elements in high-purity quartz samples by ICP-OES and ICP-MS: A normal-pressure digestion pretreatment method for eliminating unfavorable substrate Si. *Analytical Chimica Acta*, 2020, vol. 1110, pp. 11–18. DOI: 10.1016/j.aca.2020.03.006.
14. State Standard 26239.5–84. *Semiconductor silicon and quartz. Method for determining impurities*. Moscow: Publ. house of standards, 1984, pp. 1–3.
15. Jakubowski N., Prohaska T., Rottmann L., Vanhaecke F. Inductively coupled plasma- and glow discharge plasma-sector field mass spectrometry. Part I. Tutorial: Fundamentals and instrumentation. *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*, 2011, vol. 26, pp. 693–726.
16. Ganeev A.A., Gubal A.R., Uskov K.N., Potapov S.V. Analytical mass spectrometry with glow discharge. *Izvestiya Akademii nauk. Seriya khimicheskaya*, 2012, no. 4, pp. 1–15.

Информация об авторах

Алексеев Андрей Владимирович, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Якимович Павел Витальевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Статья поступила в редакцию 13.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.03.2025.

The article was submitted 13.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.03.2025.



ЗАЩИТНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ, ЖАРОСТОЙКИЕ ЭМАЛИ, АНТИОКИСЛИТЕЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ

ВЫПУСКАЮТСЯ ЗАЩИТНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ, ЖАРОСТОЙКИЕ ЭМАЛИ ДЛЯ ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛОВ ОТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОВОЙ КОРРОЗИИ, АНТИОКИСЛИТЕЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ УГЛЕРОД-СОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные мощности

до 20 000 кг
до 15 000 кг

фритт для защитных покрытий в год

сухих шликеров защитных технологических покрытий в год

до 5 000 кг
до 40 кг

сухих шликеров жаростойких эмалей в год

шликера антиокислительного покрытия в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление и поставку сухих шликеров и фритт защитных технологических покрытий, жаростойких эмалей, шликеров антиокислительных покрытий;
- научно-техническое сопровождение технологических процессов по нанесению защитных технологических покрытий, жаростойких эмалей и антиокислительных покрытий в условиях промышленного производства;
- разработку защитных технологических покрытий, жаростойких эмалей, в том числе функциональных (электроизоляционных, радиационностойких, химически стойких и др.) для широкой номенклатуры сталей и сплавов, а также антиокислительных покрытий для защиты углеродсодержащих композиционных материалов;
- нанесение жаростойких эмалей и антиокислительных покрытий на детали заказчика в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

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

на правах рекламы

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



ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ СИНТЕЗА

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ
(ЭПОКСИДНЫЕ, ФЕНОЛФОРМАЛЬДЕГИДНЫЕ,
ЦИАНЭФИРНЫЕ, КРЕМНИЙОРГАНИ-
ЧЕСКИЕ, НЕОРГАНИЧЕСКИЕ,
КЕРАМООБРАЗУЮЩИЕ)
И КЛЕЕВ КОНСТРУКЦИОННОГО
И СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Производственные
мощности

25 000 кг полимерных связующих
в год

3 000 кг клеев
в год

Ведется разработка новых современных связующих (полиимиды, бензоксазины, бисмалеинимиды).



Выпускаемые материалы применяются в различных изделиях авиационной техники.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- полимерные связующие: ВСЭ-20, ВСЭ-21, ВСЭ-28, ВСЭ-33, ВСЭ-34, ВСЭ-59, ВСЭ-62, ВСЭ-67, ВСЭ-68, ТКС, ФН, ЭДТ-69Н, ЭНФБ-2М, БМК-5, РСФ-250, ВС-51, ВСТ-1210, ВСТ-60;
- клеи: ВК-15, ВК-15М, ВК-18, ВК-20, ВК-20М, ВК-36, ВК-36РТ, ВК-36Р, ВК-53М, ВК-58, ВК-103, ВКП-11, ВКР-85, ВКР-86.

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

на правах рекламы

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



ЛАКОКРАСОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
СОВРЕМЕННОМ ОБОРУДОВАНИИ
ОТЕЧЕСТВЕННОГО И ИМПОРТНОГО
ПРОИЗВОДСТВА. РАЗРАБОТКА РЕЦЕПТУР
И ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ,
ТЕХНОЛОГИЙ НАНЕСЕНИЯ СИСТЕМ
ПОКРЫТИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

Производственные мощности

70 000 кг в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- эмали: ВЭ-46, ВЭ-46К, ВЭ-62, ВЭ-65М, ВЭ-69, КО-856, КО-5189, ЭП-140, ФП-566 и пр.;
- грунтовки: ЭП-0181, ЭП-0215, ВГ-27, ЭП-0214, ВГ-28, ВГ-36, ВГ-37, КО-0170 и пр.;
- шпатлевки: ЭП-0065, ВШ-17М, грунт - шпатлёвка ВШ-20, КО-0035, КО-0066, КО-0067, КО-0070 и пр.;
- лаки: АК-113, ВЛ-18, ВЛ-21, ФП-5182;
- прочие материалы: паста ВП-1, состав ПСП-2М, состав КСП-2, смывка ВСС-1;
- всего более 100 наименований.

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

на правах рекламы

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

ТЕРМОСТАБИЛЬНЫЕ МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

**ПОСТОЯННЫЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНЫЕ МАГНИТЫ
СИСТЕМЫ РЗМ–Fe–Co–В С РАЗЛИЧНЫМ
УРОВНЕМ ТЕМПЕРАТУРНОГО
КОЭФФИЦИЕНТА ИНДУКЦИИ, В ТОМ ЧИСЛЕ
С ПОЛОЖИТЕЛЬНЫМ ЗНАЧЕНИЕМ,
А ТАКЖЕ БЛИЗКИМ К НУЛЮ.
КОЛЬЦЕВЫЕ МАГНИТЫ
С РАДИАЛЬНОЙ ТЕКСТУРОЙ.
ЛИТЫЕ МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ
Fe–Al–Ni–Co**



НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – единственный производитель термостабильных
кольцевых магнитов с радиальной текстурой системы Pr–Dy–Fe–Co–В.

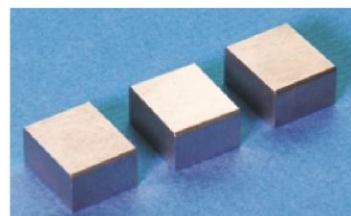
Производственные мощности

5 000 ШТ. в год

МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ Pr–Dy–Fe–Co–В



ЛИТЫЕ МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ Fe–Al–Ni–Co



ПРИМЕНЕНИЕ:

- датчики момента навигационных систем (гироскопы, акселерометры).

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- высокая стабильность магнитных свойств в широком температурном диапазоне (-60÷+80°C);
- изготовление цельных кольцевых магнитов с радиальной текстурой по чертежам заказчика.

Магнит	ТКИ, %/°С (-60÷120°С)	Остаточная индукция B_r , Тл	Коэрцитивная сила, кА/м	
			по намагниченности $H_{сн}$	по индукции $H_{св}$
Цилиндрический с аксиальной или диаметральной текстурой (ТУ1-595-35-1582–2016)	0±0,005	0,95	950	600
Кольцевой с радиальной текстурой (ТУ1-595-35-1583–2016)	0±0,005	0,95	950	600

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- кольцевые магниты с радиальной текстурой из термостабильного магнитного материала;
- цилиндрические магниты с аксиальной или диаметральной текстурой из термостабильного магнитного материала;
- призматические магниты из термостабильного магнитного материала.

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

на правах рекламы

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



МОДЕЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИИ ИЗ ВОСКА ДЛЯ ЛИТЬЯ ДЕТАЛЕЙ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЙ
НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ
ОБЕСПЕЧИТ ИМПОРТОНЕЗАВИСИМОСТЬ
И ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ БЕЗОПАСНОСТЬ
ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ
ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ.



Производственные мощности

до **60 000** кг модельных композиций
в год



Свойства	Значения свойств для композиции		
	ВИАМ МК-1	ВИАМ МК-2	ВИАМ МК-Л (для ЛПС)
Температура каплепадения, °С	80–90	85–95	50–70
Теплоустойчивость, °С	40	45	35
Предел прочности при статическом изгибе, МПа	7,0	8,0	4,0
Массовая доля золы, % (не менее)	0,05	0,05	0,05

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

на правах рекламы

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

В НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ» – ВИАМ СОЗДАНА СИСТЕМА НЕПРЕРЫВНОЙ ПОДГОТОВКИ ВЫСОКОКВАЛИФИЦИРОВАННЫХ КАДРОВ

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ КАДРОВОГО ПОТЕНЦИАЛА:

- совершенствование механизмов привлечения и закрепления в науке талантливой молодежи;
- повышение качества подготовки кадров высшей квалификации;
- повышение квалификации руководителей и специалистов по программам дополнительного профессионального образования;
- профессиональное обучение рабочих.



70%
практика

Занятия ведутся в рамках стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки по принципу втуз

30%
теория

Базовая кафедра:



Совместные научно-исследовательские лаборатории:



САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
SAMARA UNIVERSITY



Федеральный научный центр материаловедения
Материаловедение



Подготовка кадров
с 2013 года:

>20

программ дополнительного профессионального образования

60

выпускников получили диплом магистра

>700

школьников посетили институт

>50

защит кандидатских диссертаций

>1500

человек прошли курсы повышения квалификации

>250

предприятий



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, learning@viam.ru
www.viam.ru; study.viam.ru

на правах рекламы



УЛЬЯНОВСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

ОДНО ИЗ ВЕДУЩИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УЛЬЯНОВСКОЙ
ОБЛАСТИ ПО РАЗРАБОТКЕ ИННОВАЦИОННЫХ
ТЕХНОЛОГИЙ.

ПРОИЗВОДИТ ПОЛУФАБРИКАТЫ И ИЗДЕЛИЯ
ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ.



Производственные
мощности:

40 т	растворных связующих в год	25 т	расплавных связующих в год	100 м ²	формообразующих оснасток
50 000	пог.м	препрегов на основе растворных связующих	30 000	шт	листов стекло- и органопластиков
500 000	пог.м	клеевых препрегов марки КМКС	350 000	пог.м	препреги нового поколения
1 200	шт	заготовок панелей пола	20 т	заготовок изделий из ПКМ	

УНТЦ выпускает широкую номенклатуру материалов, полуфабрикатов и изделий из ПКМ на высоком научно-техническом уровне.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- клеевые препреги;
- препреги на основе расплавных связующих;
- клеевые пленки;
- заготовки панелей пола;
- заготовки обтекателей;
- заготовки гибких и жестких патрубков для СКВ ЛА;
- процессинг изготовления продукции на основе давальческих материалов;
- препреги на основе стеклотканей и полимерных связующих;
- препреги на основе углеродных тканей;
- полимерные связующие;
- листовой органопластик;
- формообразующие оснастки из ПКМ;
- листовой органопластик
- изделия из ПКМ по согласованию с заказчиком;
- дополнительное профессиональное образование «Технология ремонта изделий из ПКМ».

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

на правах рекламы

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





ВОСКРЕСЕНСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

УНИКАЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЦЕНТР ПО ОБРАБОТКЕ БЕРИЛЛИЯ И БЕРИЛЛИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, С ЗАМКНУТЫМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ ЦИКЛОМ ПРОИЗВОДСТВА.

НА ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЩАДЯХ ВЭТЦ ВИАМ ТАКЖЕ СОЗДАНЫ УЧАСТКИ ПО ИЗГОТОВЛЕНИЮ СПЕЦИАЛЬНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные мощности:

29 Т

бериллийсодержащие стали и сплавы в год

209

единиц технологического и исследовательского оборудования

10 Т

препрегов ПКМ в год

7700 м²

площадь производственных помещений

13

производственных участков



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление пластин и дисков бериллиевых герметичных, фольги бериллиевой вакуум-плотной радиационно-прозрачной повышенной чистоты толщиной от 10 мкм; паяных бериллиевых окон для рентгеновской техники; полуфабрикатов и изделий из бериллия по чертежам заказчика;
- нанесение гальванических и комплексных защитных покрытий на изделия из бериллия;
- выплавку сплавов ВНС-32 и 97НЛ-ВИ, алюминий-бериллиевой лигатуры АБ-1 и АБ-2, медно-бериллиевой лигатуры МБ-1 и МБ-2;
- изготовление прутков диаметром 12–60 мм из жаропрочной бериллийсодержащей коррозионностойкой стали марки ВНС-32-ВИ, ленты из бериллийсодержащего сплава 97НЛ-ВИ;
- изготовление клеев и клеевых связующих: ВСЭ-1212, ВСП-3М, ВСК-14-2МР, ВСК-14-2М, ВСВ-43, ВСЭ-34, ВСЭ-37, ВСЭ-33, ВПБ-45, ВСЭ-39, РСФ-250, ВСК-14-3, ВСК-14-4М;
- изготовление препрегов ПКМ шириной 300 и 1000 мм: ПУ-4э-2м, СТ-ВПС-33, ЭНФБ-2М, СТП-97с, СТ-69Н, СТ-69Н-14;
- изготовление углеродных тканых наполнителей полотняного и саржевого переплетения шириной 1000 мм для ПКМ: ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-3, ВТкУ-2.200Т;
- изготовление котонизированного льняного волокна, целлюлозного волокна, химическая модификация целлюлозы, формирование сверхлегких смесевых материалов на основе кварцевого и базальтового волокон с применением котонизированного льняного волокна, приготовление и иглопробивная обработка смеси высокотемпературных оксидных волокон и котонизированного льняного волокна, изготовление прекурсоров оксида циркония ОХЦ-В, оксида алюминия.

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

на правах рекламы

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



ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на бумажном и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'2003).

2. На рукопись должно быть оформлено Экспертное заключение о возможности опубликования в открытой печати.

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

- заголовок статьи;
- сведения об авторах;
- реферат;
- ключевые слова;
- введение;
- материалы и методы;
- результаты;
- обсуждение и заключения;
- благодарности (при необходимости);
- список литературы.

8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.

9. Основные технические параметры рукописи:

- шрифт – Times New Roman;
- размер шрифта – 12;
- интервал – 1,5;
- поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
- автоматическая расстановка переносов;
- набор формул в Microsoft Equation 3.0;
- штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;
- микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены в электронном виде в программе Photoshop JPEG;
- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;
- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки. На каждую таблицу должна быть ссылка в тексте;
- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

10. Форма подачи рукописи:

- текст на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом;
- пронумерованные рисунки на бумажном носителе и в электронном виде отдельными файлами;
- пронумерованные подписи к рисункам на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом.

11. Список литературы, завершающий рукопись, должен быть тщательно выверен и унифицирован в соответствии с ГОСТ 7.0.5–2008.

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

Последовательность ссылок в тексте должна строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

Ссылки на неопубликованные работы (отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов, стандарты предприятия и т. п.) не допускаются.

Допускается не более одной ссылки на работы, принятые к печати, с указанием номера издания, в котором планируется публикация.

Соблюдение данных правил облегчает работу научного редактора, рецензента и редактора, ускоряет подготовку статьи к печати.

По рекомендации научного редактора или рецензента статья может быть направлена авторам на доработку. После доработки авторы должны представить в редакцию первоначальный и доработанный варианты статьи с ответами на все вопросы и замечания научного редактора или рецензента.

Статья, находящаяся на доработке у авторов более одного месяца, рассматривается и принимается к публикации как вновь поступившая.

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09
E-mail: admin@viam.ru
www.ВИАМ.РФ; www.viam.ru