

№10
(152)
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

№ 10 (152) октябрь 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» – ЦНИИ КМ «Прометей»)

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

Севальнев Г.С., Дружнов М.А., Леонов А.В., Новиков А.С., Лаврик Е.Г. Структура и свойства образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали, полученных методом селективного лазерного сплавления

Востриков А.В., Яшин М.С., Капитаненко Д.В. Особенности технологии производства деталей авиационных двигателей из гранул жаропрочных никелевых сплавов методом плазменной плавки и центробежного распыления литой вращающейся заготовки

Морозова Л.В., Григоренко В.Б., Терехин А.М. Анализ дефектов в деталях из конструкционных сталей

Легкие сплавы

Нефедова Ю.Н., Кожекин А.Е., Скугоров А.В., Селиванов А.А. Опыт изготовления прессованных и кованых полуфабрикатов из сплава САС1 в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Бенариев И., Савичев И.Д., Хасиков Д.В., Денисов А.М. Применение высокотехнологичного алюминиевого сплава ВАС1 для изготовления деталей вертолетной техники аддитивным методом

Полимерные материалы

Шошеева А.Л., Копнов А.Ю., Лаврин М.А., Митрошина А.А. Синтез и свойства термостойких полиимидных материалов

Клименко О.Н., Гуляев И.Н., Иванов Р.Р. Исследование влияния условий хранения на физико-химические и физико-механические характеристики препрега углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

Sevalnev G.S., Druzhnov M.A., Leonov A.V., Novikov A.S., Lavrik E.G. Structure and properties of high-nitrogen corrosion-resistant bearing steel samples obtained by selective laser melting

Vostrikov A.V., Yashin M.S., Kapitanenko D.V. Peculiarities of the technology of production of aircraft engine parts from granules of heat-resistant nickel alloys by the method of plasma melting and centrifugal spraying of a cast rotating blank

Morozova L.V., Grigorenko V.B., Terexhin A.M. Analysis of defects in parts made of structural steel

Light-metal alloys

Nefedova Yu.N., Kozhekin A.E., Skugorev A.V., Selivanov A.A. Experience in manufacturing of pressed and forged semi-finished products from the alloy CAC1 under condition of National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM

Benarieb I., Savichev I.D., Khasikov D.V., Denisov A.M. Application of high-tech aluminum alloy VAS1 for additive manufacturing of helicopter parts

Polymer materials

Shosheva A.L., Kopnov A.Yu., Lavrin M.A., Mitroshina A.A. Synthesis and properties of thermosetting polyimide materials

Klimenko O.N., Gulyaev I.N., Ivankov R.R. Study of influence of storage conditions on physical and chemical and physical-mechanical characteristics of prepreg VKU-39/VTkU-2.200

Композиционные материалы

Беспалов А.С., Истомин А.В. Рассмотрение особенностей высокопористых материалов для применения в качестве носителей каталитически активных веществ

Начаркина А.В., Зеленина И.В., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Термическая стойкость полиимидных углепластиков на основе различных углеродных наполнителей

Защитные и функциональные покрытия

Сердцелюбова А.С., Ошмарина Т.Я., Зверев Ю.К. Фторсодержащие полимеры для защитно-декоративных покрытий промышленного назначения

Испытания материалов

Ерасов В.С., Сибеев И.Г., Сутубалов А.И. Испытания образцов из трехслойных конструкций с сотовым наполнителем

Корниенко Г.В., Старцев О.В., Александрова Т.В., Двирная Е.В. Изучение скорости осаждения солей на поверхности различных полимерных композиционных материалов при экспозиции в условиях приморской атмосферы

Composite materials

96 **Bespalov A.S., Istomin A.V.** Features of high-porous materials for use as carriers of catalytically active substances

106 **Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Kurshev E.V., Lonskii S.L.** Thermal stability of polyimide carbon plastics based on various carbon fillers

Protective and functional coatings

123 **Serdtselyubova A.S., Oshmarina T.Ya., Zverevich Yu.K.** Fluorine-containing polymers for protective and decorative coatings for industrial use

Material tests

133 **Erasov V.S., Sibayev I.G., Sutubalov A.I.** Testing of samples from three-layer structures with honeycomb filler

156 **Kornienko G.V., Startsev O.V., Alexandrova T.V., Dvirnaya E.V.** Study of salt desposition rate on the surface of various fibre-reinforced plastic materials during exposure to a seaside atmosphere

Научная статья

УДК 669.15:621.9.048.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-3-15

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ
КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**Г.С. Севальнев¹, М.А. Дружнов¹, А.В. Леонов¹, А.С. Новиков¹, Е.Г. Лаврик²

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

²Филиал публичного акционерного общества «ОДК-Сатурн» – Омское Моторостроительное конструкторское бюро, Омск, Россия; omkb@omkb.uec-saturn.ru

Аннотация. Исследованы изменение концентрации азота, формирование структуры и свойств металлопорошковой композиции и синтезированных образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали. Установлено, что обеспечение сверхравновесной концентрации азота в химическом составе стали возможно как на этапе изготовления слитка, так и при получении металлопорошковой композиции и синтезе образцов. Формируемые сегрегации карбонитридов в полученных образцах способствуют снижению механических и триботехнических характеристик.

Ключевые слова: подшипниковая сталь, высокоазотистая сталь, аддитивные технологии, селективное лазерное плавление, микроструктура, механические и триботехнические свойства

Для цитирования: Севальнев Г.С., Дружнов М.А., Леонов А.В., Новиков А.С., Лаврик Е.Г. Структура и свойства образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали, полученных методом селективного лазерного плавления // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-3-15.

Scientific article

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-NITROGEN
CORROSION-RESISTANT BEARING STEEL SAMPLES
OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING**G.S. Sevalnev¹, M.A. Druzhnov¹, A.V. Leonov¹, A.S. Novikov¹, E.G. Lavrik²

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

²Branch of Public Joint Stock Company «ODK-Saturn» – Omsk Engine Design Bureau, Omsk, Russia; omkb@omkb.uec-saturn.ru

Abstract. Change in nitrogen concentration, formation of the structure and properties of the metal-powder composition and 3D-printed samples of high-nitrogen corrosion-resistant bearing steel was studied. It is established that providing a super-equilibrium nitrogen concentration in the chemical composition of steel is possible both at the stage of obtaining an ingot and during the production of a metal-powder composition and 3D-printing of samples. The formed segregations of carbonitrides in the obtained samples contribute to a decrease in mechanical and tribotechnical characteristics.

Keywords: bearing steel, high nitrogen steel, additive technologies, selective laser melting, microstructure, mechanical and tribotechnical properties

For citation: Sevalnev G.S., Druzhnov M.A., Leonov A.V., Novikov A.S., Lavrik E.G. Structure and properties of high-nitrogen corrosion-resistant bearing steel samples obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-3-15.

Введение

Одними из самых востребованных изделий в различных направлениях машиностроительной отрасли являются подшипники качения и скольжения, которые в большинстве случаев изготавливают из комплекснолегированных сталей [1–3]. Для тяжело нагруженных высокоскоростных роторных систем преимущественно используют шариковые подшипники качения, обеспечивающие высокие технические характеристики всей системы [4–6]. В современных конструкциях авиационных газотурбинных двигателей и других тяжело нагруженных изделиях широкое распространение получили упруго-демпферные опоры качения со сложнопрофильной конструкцией типа «беличье колесо» [7, 8]. Изготовление такой конструкции опоры качения является трудоемким процессом при использовании традиционных технологий, включающих выплавку (плавление), горячую деформацию и термическую обработку, ввиду чего открываются перспективы для внедрения аддитивных технологий в данном направлении.

В настоящее время для изготовления шарикоподшипников наиболее распространенными материалами с точки зрения экономической эффективности, технологичности производства и уровня свойств являются высокопрочные подшипниковые стали [3]. В зависимости от условий эксплуатации шарикоподшипники изготавливают из высокоуглеродистых подшипниковых сталей типа ШХ15, ШХ4СГ, AISI 52100; теплоустойчивых сталей типа ЭИ347, ВКС241, М50; цементуемых сталей типа М50NiL; коррозионностойких высокоуглеродистых сталей типа 95X18, 110X18M, AISI 440B, AISI 440C; высокоазотистых сталей типа ВНС-78, Cronidur 30, XD15NW [3, 9–16].

Высокоазотистые коррозионностойкие подшипниковые стали по сравнению с высокоуглеродистыми коррозионностойкими сталями могут обеспечить более высокий уровень механических и триботехнических характеристик за счет совместного легирования твердого раствора углеродом и азотом, а также за счет формирования мелкодисперсной структуры мартенсита с карбонитридами [13, 17–22]. Однако получение высокоазотистых сталей связано с рядом технологических особенностей, в частности с необходимостью применения специализированного оборудования для выплавки и переплава под давлением азота для получения бездефектных слитков с высоким (больше равновесного) содержанием азота. Данные особенности в свою очередь накладывают ограничение на получение крупногабаритных полуфабрикатов из высокоазотистых сталей.

Одним из направлений преодоления данных ограничений являются порошковая металлургия и получение изделий с применением аддитивных технологий. Использование аддитивных технологий при изготовлении деталей и изделий с требуемыми геометрическими размерами из различных марок сталей обеспечивает экономическую эффективность производства в связи с сокращением количества операций технологического процесса, повышением коэффициента использования металла, а также получение высокого уровня механических характеристик конечного изделия [23–26].

В соответствии с законом Сивертса [27] и закономерностями обеспечения высоких концентраций азота [28], при расплавлении азотсодержащих шихтовых заготовок в тигле атомайзера без избыточного давления азота будет проходить процесс деазотирования, в результате чего при распылении концентрация азота, превышающая возможное равновесное содержание при нормальных условиях, может не достигаться. Однако получение конечных изделий из высокоазотистых сталей методами аддитивных технологий позволит обеспечить высокий уровень физико-механических и триботехнических характеристик, в связи с чем исследования в данном направлении обладают высокой степенью актуальности. В рамках данной работы проведены исследования металлопорошковой композиции, а также структуры и свойств образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали, полученных методом селективного лазерного сплавления.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовали высокоазотистую коррозионно-стойкую подшипниковую сталь системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N [10]. Для получения шихтовых заготовок с различной концентрацией азота проводили следующие процессы:

- вакуумное индукционное плавление (ВИП);
- открытое индукционное плавление (ОИП);
- вакуумное индукционное плавление с последующим электрошлаковым переплавом под давлением азота (ВИП + ЭШПД).

При ОИП и ЭШПД азот вводили с применением азотированного феррохрома ФХН10 (фракция с размером гранул от 1 до 2 мм).

Металлопорошковую композицию высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N изготавливали на промышленном тигельном атомизере. Распыление расплава в атомизере проводили при избыточном давлении азота 50 ат (5 МПа).

Гранулометрический состав изготовленных партий металлопорошковой композиции определяли по ГОСТ 8.777–2011 методом дифракции лазерного излучения в жидкости на лазерном анализаторе частиц.

Образцы из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали синтезировали в среде азота на аддитивной установке, оснащенной YLR-волоконным лазером мощностью 400 Вт. Сплавление металлопорошковой композиции проводили в среде молекулярного газообразного азота.

Металлографический анализ структур и пористости стали после упрочняющей термической обработки проводили на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении $\times 500$ и $\times 1000$. Твердость HV_1 определяли по методу Виккерса с помощью твердомера при нагрузке 1 кг (10 Н) в соответствии с ГОСТ 2999–75, твердость HRC – по методу Роквелла с помощью твердомера при нагрузке 150 кг в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Испытания на статическое растяжение проводили на сервогидравлической разрывной машине в соответствии с ГОСТ 1497–2023 при скорости перемещения траверсы 5 мм/мин.

Испытания на ударный изгиб для определения ударной вязкости осуществляли на образцах с U-образным надрезом в соответствии с ГОСТ 9454–78.

Триботехнические характеристики исследовали в условиях сухого трения скольжения по схеме «шарик–диск» при линейной скорости перемещения образца относительно контртела $\sim 0,18$ м/с и нагрузке 10 Н с использованием трибометра. Контртелом являлся шарик диаметром 6 мм из хромистой стали ШХ15-ШД (аналог стали AISI 52100) твердостью 64 HRC. Интенсивность изнашивания W (мм³/(Н·м)) рассчитывали по формуле [29]

$$W = \frac{ls}{PL},$$

где l – длина окружности, мм; s – площадь поперечного сечения дорожки износа, мм²; P – нагрузка, Н; L – путь трения, м.

Износ объема поверхности контртела $\Delta V_{\text{шар}}$ рассчитывали по формуле

$$\Delta V_{\text{шар}} = \pi h^2 \left(r - \frac{1}{3} h \right),$$

где $h = r - \sqrt{r^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2}$; d – диаметр пятна износа, мм; r – радиус шарика, мм; h – толщина изношенного сегмента, мм.

Интенсивность изнашивания контртела $W_{\text{контр}}$ рассчитывали по формуле, аналогичной формуле для образца:

$$W_{\text{контр}} = \frac{\Delta V_{\text{шар}}}{PL}.$$

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

Результаты и обсуждение

Для расчета предела растворимости в соответствии с работой [25] используется зависимость

$$\lg[N] = \lg \sqrt{P_{N_2}} - \frac{664}{T} - 0,999 - (\lg f_N^{(X)} + \lg f_N^{(N)}),$$

где $[N]$ – растворимость азота в зависимости от давления, температуры и химического состава, % (по массе); P_{N_2} – избыточное давление азота, МПа; T – температура технологического процесса, К; $f_N^{(X)}$ – коэффициент активности азота при содержании легирующих элементов, повышающих растворимость азота в железной матрице; $f_N^{(N)}$ – коэффициент активности азота при взаимодействии «азот–азот» в железной матрице.

По результатам расчета растворимости азота для высокоазотистой коррозионно-стойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N установлено, что равновесная растворимость для серии химических составов составляет 0,14–0,15 % (по массе).

Для получения образцов, синтезированных из исследуемой стали, проведено распыление расплава на промышленном тигельном атомизере. Получена металлопорошковая композиция целевой фракции размером 10–63 мкм. По результатам исследования гранулометрического состава содержание целевой фракции превысило 86 % от общей массы порошка (табл. 1).

Таблица 1

Гранулометрический состав порошка после распыления слитков, полученных методами вакуумного индукционного плавления (ВИП), открытого индукционного плавления (ОИП), вакуумного индукционного плавления с последующим электрошлаковым переплавом под давлением азота (ВИП + ЭШПД)

Метод получения образца	Средний размер частиц (параметр D[4,3])	D ₁₀	D ₅₀	D ₉₀	Содержание частиц, %, размером, мкм		
					<10	10–63	>80
	мкм						
ВИП	43,60	18,80	37,60	65,50	0,74	87,21	3,51
ОИП	43,70	18,70	39,50	66,80	0,50	86,10	3,68
ВИП + ЭШПД	41,75	18,40	38,40	66,90	0,56	87,66	4,13

Основной проблемой получения металлопорошковой композиции и синтезированных образцов из азотсодержащих и высокоазотистых сталей является отсутствие факторов сдерживания процесса деазотирования. При получении металлопорошковой композиции в атомайзере присутствуют этапы, способствующие реализации как деазотирования, так и азотирования:

- при расплавлении стали в тигле происходит деазотирование, так как давление азота над расплавом составляет всего 1 ат (0,1 МПа), что является критически низким для торможения диффузионных процессов;

- в ходе распыления расплава под избыточным давлением азота 50 ат (5 МПа) при получении сферических гранул происходит процесс азотирования.

Для исследования изменения концентрации азота проведен химический анализ на этапах выплавки и распыления. По результатам анализа (рис. 1) выявлено следующее:

- в процессе распыления расплава, полученного из слитка с низкой концентрацией азота, происходит процесс азотирования – концентрация азота увеличивается в 3 раза: с 0,05 % (по массе) до предельной растворимости 0,15 % (по массе) для данного химического состава;

- при распылении расплава из слитка с предельной равновесной концентрацией 0,15 % (по массе) также происходит процесс азотирования – концентрация азота увеличивается на 13 % и составляет 0,17 % (по массе);

- при высоких концентрациях азота (выше равновесного содержания при нормальных условиях выплавки) происходит активный процесс деазотирования – концентрация азота уменьшается на 42 %: с 0,31 до 0,18 % (по массе);

- для случаев ОИП и ЭШПД получена концентрация азота выше равновесной на 13–20 %.

Поскольку для ВИП сверхравновесная концентрация азота не достигнута, а ЭШПД включает большое количество дополнительных операций, для дальнейших исследований изменения концентрации азота, процессов структурообразования, формирования механических и триботехнических свойств выбрана ОИП.

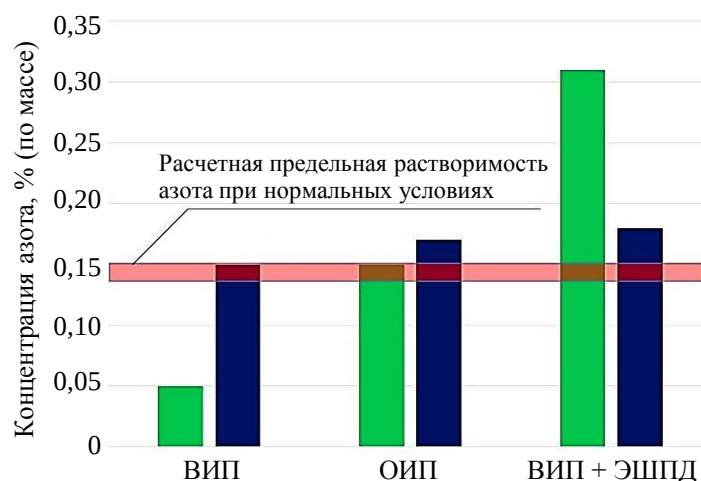


Рис. 1. Концентрация азота в слитке (■) и металлопорошковой композиции (■) после вакуумного индукционного плавления (ВИП), открытого индукционного плавления (ОИП) и вакуумного индукционного плавления с электрошлаковым переплавом под давлением азота (ВИП + ЭШПД)

Анализ полученного порошка позволил установить равномерное формирование структуры без образования нитридной «корки» на поверхности гранул (рис. 2). Рентгенофазовый анализ (рис. 3, *a*) и электронная микроскопия (рис. 3, *б–г*) также подтвердили отсутствие нитридной фазы на поверхности гранул, что при синтезе образцов позволит избежать образования охрупчивающей нитридной сетки по границам зерен.

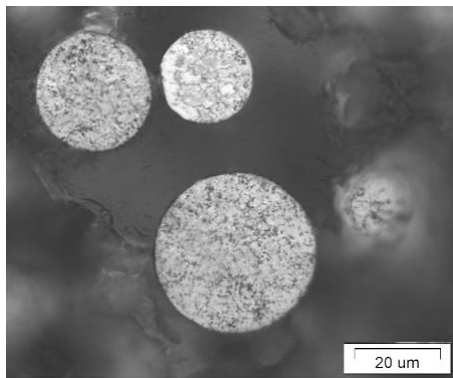


Рис. 2. Микроструктура гранул металлопорошковой композиции из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N после атомизации

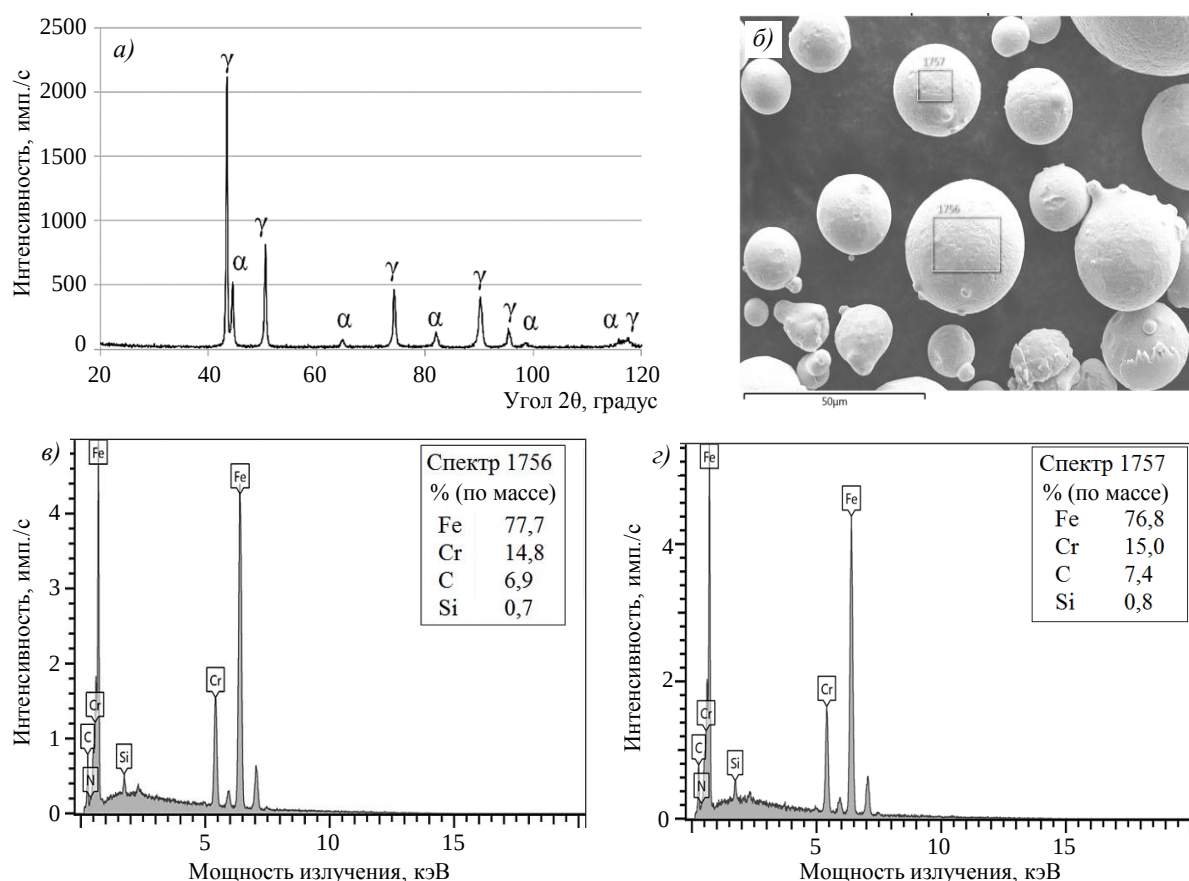


Рис. 3. Дифрактограмма металлопорошковой композиции (МПК) (*a*), внешний вид гранул (*б*) и энергодисперсионные спектры характеристического рентгеновского излучения поверхности МПК (*в, г*) из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N

Для получения синтезированных образцов на аддитивной установке использованы режимы, отработанные на коррозионностойких сталях аналогичного химического состава. Пористость образцов (рис. 4) после синтеза вдоль плоскости XU и вдоль оси Z составила от 0,05 до 0,07 %. Это является положительным результатом с учетом того, что в рабочей камере отсутствует избыточное давление азотсодержащей атмосферы.

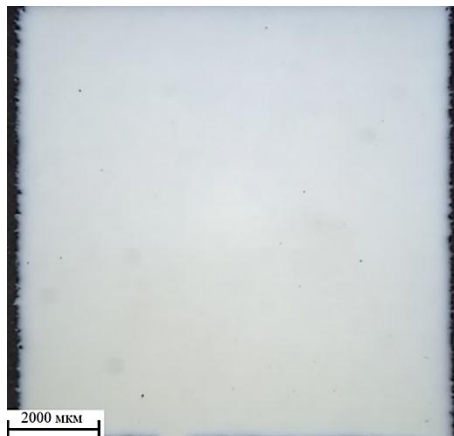


Рис. 4. Пористость образца из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N после синтеза

Анализ изменения концентрации азота на всех этапах технологического процесса (рис. 5) позволил установить, что как в металлпорошковой композиции, так и в синтезированном образце достигается сверхравновесная концентрация азота.



Рис. 5. Изменение концентрации азота в высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N на различных этапах (МПК – металлпорошковая композиция)

Для оценки возможности применения селективного лазерного сплавления с целью получения конечного изделия вдоль оси Z синтезированы образцы для определения уровня свойств и сравнения с традиционными технологиями (выплавка + горячая деформация). Для обеспечения уровня характеристик и работоспособности до температуры 400 °С для данной стали применяется упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и последующего старения, в результате которой образуются упрочняющие карбонитридные фазы и снижается доля аустенитной составляющей. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Характеристики образцов после термической обработки, полученных по традиционной технологии (выплавка + горячая деформация) и методом селективного лазерного сплавления

Характеристика	Значения характеристик для образцов, полученных методом	
	традиционным (выплавка + горячая деформация)	селективного лазерного сплавления
Ударная вязкость, Дж/см ²	5	5
Твердость HV ₁	660±15	665±12
Твердость HRC	58±1	58±1
Предел прочности, МПа	2100	1480–1560
Интенсивность изнашивания $W \cdot 10^5$, мм ³ /(Н·м)	5,4	6,8
Интенсивность изнашивания контртела из стали ШХ15-ШД $W_{\text{контр}} \cdot 10^5$, мм ³ /(Н·м)	1,92	3,27

После упрочняющей термической обработки микроструктура синтезированных образцов, как и образцов, полученных по традиционной технологии, включает скрытокристаллический мартенсит, остаточный аустенит и карбонитриды (рис. 6). Такая обработка и распределение карбонитридов приводят к охрупчиванию стали.

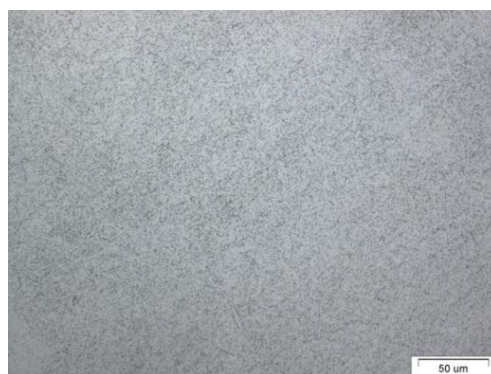


Рис. 6. Микроструктура образцов из высокоазотистой коррозионностойкой подшипниковой стали системы легирования Fe–Cr–Mo–Ni–V–C–N после синтеза и термической обработки

Как видно из данных табл. 2, образцы после селективного лазерного сплавления уступают по пределу прочности и интенсивности изнашивания образцам, полученным по традиционной технологии. Анализ диаграммы растяжения показывает, что образцы претерпевают нагрузку лишь в упругой зоне с дальнейшим разрушением (рис. 7, а). Анализ микроструктуры и фрактографический анализ (рис. 7, б–г) показали, что в структуре формируются сегрегации карбонитридной фазы, которые в свою очередь предположительно приводят к формированию микротрещин (указаны белыми стрелками на рис. 7, в, г). Кроме того, происходит микровыкрашивание при фрикционном взаимодействии в условиях сухого трения скольжения, о чем также свидетельствуют более высокие значения износа контртела из стали ШХ15-ШД.

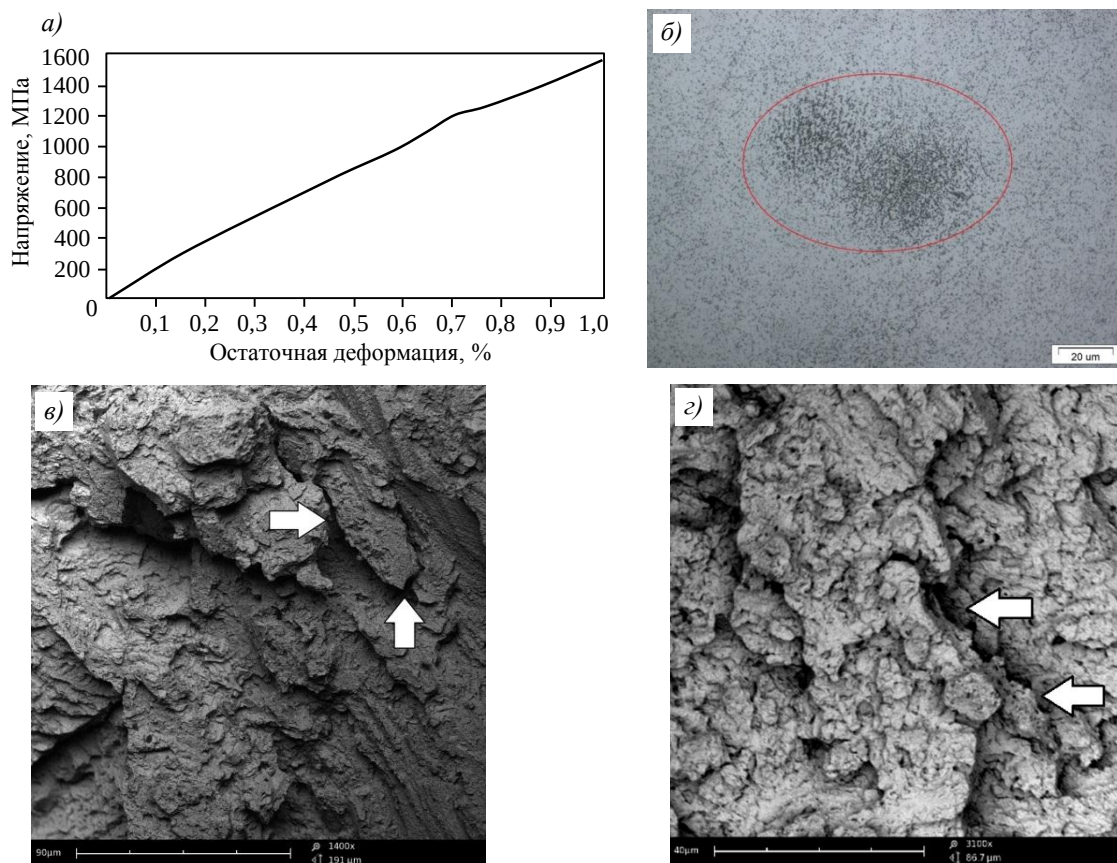


Рис. 7. Диаграмма растяжения (а), сегрегация карбонитридов в микроструктуре (б) и микротрещины в изломах после испытаний (в, г) образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления

Для исключения образования данных сегрегаций в дальнейшем будут доработаны режимы селективного лазерного сплавления, а также подобрана упрочняющая термическая обработка, способствующая более полному растворению избыточных фаз и снижению степени охрупчивания, что позволит исключить негативное влияние формирования данных сегрегаций.

Заключения

Применение аддитивных технологий для изготовления сложнопрофильных деталей без использования крепежных элементов занимает лидирующие позиции в современном машиностроении. Качество изделий, получаемых методами аддитивных технологий, во многом связано с отработкой параметров технологического процесса, а формируемый уровень свойств – с механизмами структурообразования.

Высокоазотистые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали обладают уникальным комплексом механических и триботехнических характеристик, необходимых для изготовления тяжело нагруженных подшипников качения. Сложнопрофильные подшипники качения типа «беличье колесо» могут эффективно изготавливаться с применением аддитивных технологий, в частности селективного лазерного сплавления. Однако использование высокоазотистых сталей в аддитивных технологиях ввиду особенности получения высоких концентраций азота связано с рядом технологических проблем, в частности с процессом деазотирования при получении металлпорошковой композиции и синтезе образцов.

В рамках данной работы установлено:

- при низкой или близкой к предельной растворимости при нормальных условиях концентрации азота в слитке в процессе атомизации под избыточным давлением азота 50 ат (5 МПа) происходит процесс азотирования, в результате получают металлопорошковую композицию с повышенным содержанием азота;
- на поверхности гранул из металлопорошковой композиции в процессе атомизации поверхностная «корка» из нитридной фазы не образуется;
- пористость синтезированных образцов составляет 0,05–0,07 %;
- достижение сверхравновесной концентрации азота в металлопорошковой композиции позволяет сохранить сверхравновесную концентрацию в образцах после синтеза. Данное утверждение является первичной оценкой и требует проведения дополнительных исследований;
- твердость и ударная вязкость образцов после синтеза и термической обработки соответствуют характеристикам образцов, полученных по традиционной технологии. Недостижение соответствующих значений предела прочности и интенсивности изнашивания может быть связано с образованием охрупчивающих сегрегаций карбонитридов, способствующих появлению микротрещин при механическом нагружении.

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

Список источников

1. Севальнев Г.С. Бериллийсодержащие стали – перспективный материал с высоким уровнем физико-механических свойств // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.10.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
2. 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.
3. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 11 (105). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.10.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
4. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
5. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.
6. Пинегин С.В. Опоры качения в машинах. М: Изд-во АН СССР, 1961. 150 с.
7. Дегтярев С.А., Леонтьев М.К., Попов В.В. К определению податливости «беличьего колеса» в опорах роторов авиационных газотурбинных двигателей // *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева (национального исследовательского университета)*. 2014. № 4 (46). С. 52–60.
8. Белоусов А.И., Балякин В.Б., Новиков Д.К. Теория и проектирование гидродинамических демпферов опор роторов / под ред. А.И. Белоусова. Самара: СНЦ РАН, 2002. 335 с.
9. Теплостойкая подшипниковая сталь: пат. 2447183 Рос. Федерация; заявл. 05.04.2011; опубл. 10.04.2012.
10. Высокопрочная коррозионностойкая сталь: пат. 2724766 Рос. Федерация; заявл. 23.05.2019; опубл. 25.06.2020.
11. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High-Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry // *Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*. Sata Fe (New Mexico): ASTM International, 2005. Vol. 5. P. 57–64.

12. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings // ISIJ International. 2012. Vol. 52. No. 11. P. 1927–1934.
13. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тонышева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионностойкой стали для деталей подшипников // Металлург. 2019. № 11. С. 39–44.
14. Cronidur 30 Stainless Steel // PASU (Progressivealloy). URL: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (дата обращения: 24.10.2024).
15. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 1999. Vol. 30. P. 605–611.
16. Berns H., Ebert F.-J., Zoch H.-W. The new low nitrogen steel LNS – a material for advanced aircraft engine and aerospace bearing applications // Bearing steels: into the 21-st century / eds. J.J.C Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998. 440 p.
17. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // Известия высших учебных заведений. Черная Metallургия. 2019. № 62 (3). С. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.
18. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Стали, легированные азотом // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2005. № 10. С. 36–46.
19. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Проф. Марин Дринов, 1995. 272 с.
20. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature // Materials science forum. Trans. Tech. Publications Ltd, 1999. Vol. 318. P. 443–448.
21. Lukin E.I., Ashmarin A.A., Bannykh I.O. et al. Effect of the Reduction during Cold Rolling on the Phase Composition, Texture, and Residual Stresses in 20Kh15AN3MD2 Steel // Russian Metallurgy (Metally). 2023. Vol. 2023. No. 11. P. 1598–1605.
22. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // Steel research. 1996. Vol. 67. No. 8. P. 343–349.
23. Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel // Journal of Materials Processing Technology. 2017. Vol. 249. P. 255–263.
24. Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
25. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications // Applied physics reviews. 2015. Vol. 2. No. 4. P. 041101.
26. Pei Y.T., de Hosson J.T.M. Functionally graded materials produced by laser cladding // Acta Materialia. 2000. Vol. 48. P. 2617–2624.
27. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media, 1999. 364 p.
28. Siwka J., Hutny A. An universal formula for the calculation of nitrogen solubility in liquid nitrogen-alloyed steels // Metalurgija. 2009. Vol. 48. No. 1. P. 23–27.
29. Севальнев Г.С., Нефедкин Д.Ю., Дульнев К.В., Скорикова М.А. Исследование характеристик мартенситостареющей стали при триботехническом нагружении // Труды ВИАМ. 2024. № 10 (140). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.

References

1. Sevalnev G.S. Beryllium-containing steels – perspective material with a high level of physical and mechanical properties. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 24, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.

2. 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.
3. Korobova E.N., Sevalnev G.S., Gromov V.I., Leonov A.V. Steels for the manufacture of roller bearings for special purposes (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 24, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
4. Spektor A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. *Structure and properties bearing staly*. Moscow: Metallurgist, 1980, 264 p.
5. Sprishevsky A.I. *Swing bearings*. Moscow: Mashinostroenie, 1968, 632 p.
6. Pinegin S.V. *Swing support in machines*. Moscow: Academy of Sciences of the USSR, 1961, 150 p.
7. Degtyarev S.A., Leontev M.K., Popov V.V. To pliability definition «squirrel wheel» in support of rotors of aviation gasturbine engines. *The messenger of the Samara state space university of academician S.P. Koroleva (national research university)*, 2014, no. 4 (46), pp. 52–60.
8. Belousov A.I., Balyakin V.B., Novikov D.K. *Theory and design of hydrodynamic dampers of support of rotors*. Samara, 2002, 335 p.
9. *Heat-resistant bearing steel*: pat. 2447183 Rus. Federation; appl. 05.04.11; publ. 10.04.12.
10. *High-strength corrosion-resistant steel*: pat. 2724766 Rus. Federation; appl. 23.05.19; publ. 25.06.20.
11. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High-Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry. *Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting*. Sata Fe (New Mexico): ASTM International, 2005, vol. 5, pp. 57–64.
12. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings. *ISIJ International*, 2012, vol. 52, no. 11, pp. 1927–1934.
13. Bakradze M.M., Voznesenskaya N.M., Leonov A.V., Krylov S.A., Tonysheva S.A. Development and research of high-strength corrosion-resistant steel for details of bearings. *Metallurgist*, 2019, no. 11, pp. 39–44.
14. *Cronidur 30 Stainless Steel*. Available at: <https://www.progressivealloy.com/cronidur-30-stainless-steel> (accessed: October 24, 2024).
15. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 1999, vol. 30, pp. 605–611.
16. Berns H., Ebert F.-J., Zoch H.-W. The new low nitrogen steel LNS – a material for advanced aircraft engine and aerospace bearing applications. *Bearing steels: into the 21-st century*. Eds. J.J.C Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998, 440 p.
17. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Nitrogenous and high-nitrogen became. Industrial technologies and properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2019, no. 62 (3), pp. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.
18. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. The steels, alloyed by nitrogen. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2005, no. 10, pp. 36–46.
19. Rashev Ts.V. *High nitrogen steels. Metallurgy under pressure*. Sofia: prof. Marin Drinov, 1995, 272 p.
20. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature. *Materials science forum*. Trans. Tech. Publications Ltd, 1999, vol. 318, pp. 443–448.
21. Lukin E.I., Ashmarin A.A., Bannykh I.O. et al. Effect of the Reduction during Cold Rolling on the Phase Composition, Texture, and Residual Stresses in 20Kh15AN3MD2 Steel. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, vol. 2023, no. 11, pp. 1598–1605.
22. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study. *Steel research*, 1996, vol. 67, no. 8, pp. 343–349.
23. Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 249, pp. 255–263.

24. Bogachev I.A., Sulyanova E.A., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Microstructure and properties investigations of Fe–Cr–Ni stainless steel obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
25. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied physics reviews*, 2015, vol. 2, no. 4, p. 041101.
26. Pei Y.T., de Hosson J.T.M. Functionally graded materials produced by laser cladding. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, pp. 2617–2624.
27. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications*. Springer Science & Business Media, 1999, 364 p.
28. Siwka J., Hutny A. An universal formula for the calculation of nitrogen solubility in liquid nitrogen-alloyed steels. *Metallurgija*, 2009, vol. 48, no. 1, pp. 23–27.
29. Sevalnev G.S., Nefedkin D.Yu., Dulnev K.V., Skorikova M.A. Study of the characteristics of maraging steel under tribotechnical loading. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 22, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.

Информация об авторах

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

Дружнов Максим Александрович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Новиков Антон Сергеевич, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лаврик Евгений Геннадьевич, главный металлург, Филиал ПАО «ОДК-Сатурн» – ОМКБ, omkb@omkb.uec-saturn.ru

Information about the authors

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

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

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

Anton S. Novikov, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeniy G. Lavrik, Chief Metallurgist, Branch of PJSC «ODK-Saturn» – Omsk Engine Design Bureau, omkb@omkb.uec-saturn.ru

Статья поступила в редакцию 12.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.04.2025.

The article was submitted 12.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.04.2025.

Научная статья

УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-16-26

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ ГРАНУЛ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ ПЛАВКИ И ЦЕНТРОБЕЖНОГО РАСПЫЛЕНИЯ ЛИТОЙ ВРАЩАЮЩЕЙСЯ ЗАГОТОВКИ

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. Проведен анализ современного состояния производства гранул жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) методом плазменной плавки с последующим центробежным распылением литой вращающейся заготовки (метод PREP). Показаны основные теоретические и практические особенности производства гранул ЖНС данным методом. На основе анализа ряда работ по аналогичному направлению сделаны соответствующие выкладки, позволяющие сформировать перечень требований, предъявляемых к производству гранул с применением метода PREP.

Ключевые слова: гранулы, жаропрочные никелевые сплавы, обработка давлением, горячее изостатическое прессование, газотурбинные двигатели, гранульная металлургия, плазменная плавка

For citation: Востриков А.В., Яшин М.С., Капитаненко Д.В. Особенности технологии производства деталей авиационных двигателей из гранул жаропрочных никелевых сплавов методом плазменной плавки и центробежного распыления литой вращающейся заготовки // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-16-26.

Scientific article

PECULIARITIES OF THE TECHNOLOGY OF PRODUCTION OF AIRCRAFT ENGINE PARTS FROM GRANULES OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS BY THE METHOD OF PLASMA MELTING AND CENTRIFUGAL SPRAYING OF A CAST ROTATING BLANK

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 review analyzes the current state of production of HNA (Heat-resistant nickel alloy) granules by the method of plasma melting and centrifugal spraying of a cast rotating blank (PREP method). The main theoretical and practical features of the production of HNA granules by this method are shown. Based on the analysis of a number of works in a similar direction, the corresponding calculations are made, allowing to form a list of requirements for the production of granules using the method of plasma melting and centrifugal spraying of a cast rotating blank.

Keywords: granules, heat-resistant nickel alloys, pressure treatment, hot isostatic pressing, gas turbine engines, granule metallurgy, plasma melting

For citation: Vostrikov A.V., Yashin M.S., Kapitanenko D.V., Peculiarities of the technology of production of aircraft engine parts from granules of heat-resistant nickel alloys by the method of plasma melting and centrifugal spraying of a cast rotating blank. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-16-26.

Введение

Одно из главных направлений авиастроения – изучение и разработка новых материалов и технологий изготовления продукции из них. Все это определяет перспективы развития современной авиационной промышленности в России [1–10].

Как известно, одним из основных методов получения дисков турбин авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) является технология гранульной металлургии [11], которая заключается в изготовлении заготовок дисков методом прямого горячего изостатического прессования (ГИП) гранул жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) в монолитный материал. В свою очередь, основной технологической операцией в производстве дисков по технологии металлургии гранул является процесс производства гранул, а также требования, предъявляемые к данному процессу, соблюдение которых позволяет сформировать беспористый монолитный материал с высокими механическими свойствами.

Таким образом, для получения дисков и валов авиационных ГТД с высокими механическими свойствами методом металлургии гранул необходимо на каждом технологическом этапе их производства соблюдать определенные требования как по чистоте, так и по качеству всех взаимосвязанных процессов, входящих в технологическую цепочку производства продукции.

Цель данной работы – проведение анализа получения гранул ЖНС методом PREP (плазменная плавка с последующим центробежным распылением литой вращающейся заготовки), обоснование теоретического и практического аспектов их изготовления, а также формирование основных требований к процессу изготовления гранул для достижения необходимых механических свойств в изделиях, полученных этим методом. Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Производство гранул жаропрочных никелевых сплавов методом плазменной плавки с центробежным распылением

В середине XX в. в СССР сначала теоретически [12, 13], а затем и практически разработаны основные процессы производства гранул ЖНС методом плазменной плавки с центробежным распылением. При реализации метода металлургии гранул была получена высококачественная продукция, задействованная в технологической цепочке производства дисков и валов авиационных ГТД и реализованная с применением процесса ГИП.

В ряде работ, посвященных вопросу изготовления дисков ГТД с применением прямого ГИП, изложены основные принципы производства гранул методом PREP. На рис. 1, а показано устройство центробежного распыления (УЦР), в котором реализуют данный процесс в промышленных масштабах.

Принцип формирования гранул ЖНС методом PREP заключается в следующем (рис. 1, б): заготовке 1 с определенным размером диаметра d , полученной путем вакуумно-индукционной плавки, придают вращательное движение в камере распыления, заполненной смесью инертных газов. Поток плазмы 4, формирующийся под воздействием ионизации газа дугой плазматрона 3, оплавляет литую заготовку 1. В результате на поверхности торца заготовки образуется вогнутая полость 5 с тонкой расплавленной

пленкой, или так называемый «венец», представляющий собой тороид из жидкого металла 6, вращающийся вместе с заготовкой. От него под воздействием центробежной силы отделяются частицы жидкого металла 7, затвердевающие в полете, принимая сферическую форму и образуя гранулы [14, 15].

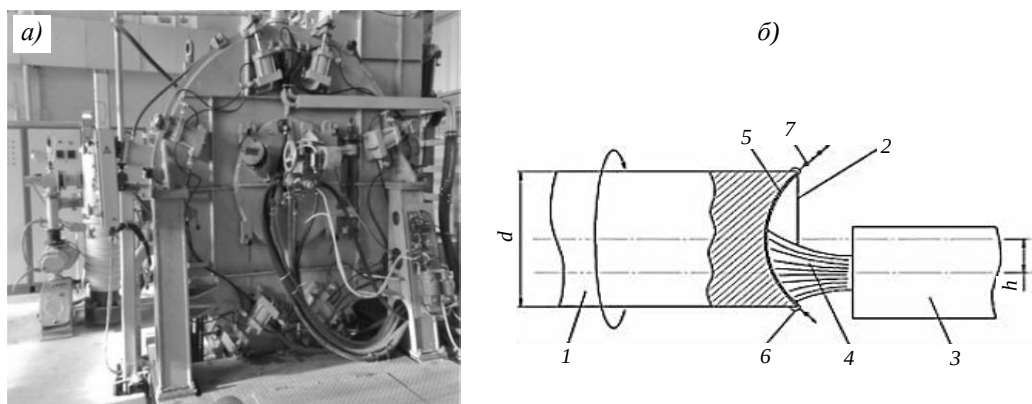


Рис. 1. Установка типа УЦР плазменной плавки с центробежным распылением литой вращающейся заготовки (метод PREP) для получения гранул жаропрочных никелевых сплавов (а) и схема формирования гранул (б): 1 – литая заготовка с диаметром d ; 2 – торец заготовки; 3 – плазматрон с эксцентриситетом h ; 4 – поток плазмы; 5 – пленка расплава; 6 – тороидный венец из расплавленного металла; 7 – капли жидкого металла (гранулы)

Основными особенностями и преимуществами данного метода перед другими возможными способами получения гранул являются практически идеальная сферическая форма получаемых гранул, минимальное содержание газовых примесей, отсутствие поверхностных и внутренних дефектов типа пор, а также обеспечение необходимого узкого интервала гранулометрического состава [16]. На рис. 2 представлены изображения гранул ЖНС, полученных методом PREP.

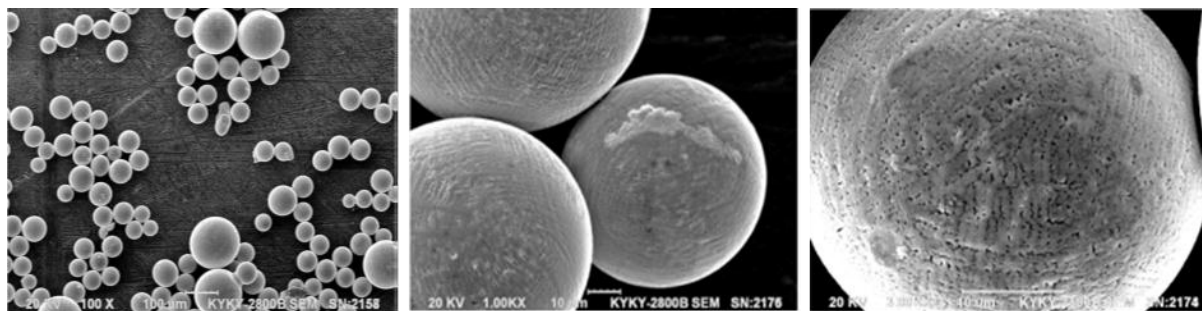


Рис. 2. Увеличенные изображения гранул жаропрочных никелевых сплавов, полученных методом плазменной плавки с центробежным распылением литой вращающейся заготовки

Видно, что структура гранул ЖНС, изготовленных данным методом, является дендритной с соответствующим дендритным параметром, изменяющимся в прямой корреляции от скорости охлаждения. Для более полного понимания процессов гранулирования следует сформулировать основной теоретический принцип, на основе которого строится практическая реализация данного процесса [12, 17, 18]: «Основной причиной измельчения дендритного параметра при гранулировании является возрастающее несоответствие скорости теплопереноса и скорости массопереноса, т. е. чем больше скорость охлаждения, тем больше степень переохлаждения расплава и тем большее

число имеющихся в расплаве частиц может стать центрами кристаллизации до того, как они будут захвачены растущими дендритами, в соответствии с этим у более мелких гранул размеры зерен (дендритного параметра) будут меньше, чем у более крупных». Данный принцип сформулирован в результате проведения целого комплекса работ по изучению процессов гранулирования.

Применительно к производству дисков ГТД методом металлургии гранул с использованием прямого ГИП имеется ряд важных теоретических положений касательно процесса получения гранул ЖНС, влияющих на весь цикл изготовления заготовок основных деталей ГТД. Эти положения, сформулированные в ряде работ [19–21], заключаются в следующем.

1. «Повышение скорости охлаждения во время кристаллизации гранул ЖНС при практически неизменных коэффициентах дендритной ликвации легирующих элементов приводит к диспергированию структурных составляющих (ветвей дендритов, карбидов и интерметаллидов), а размеры элементов структуры в гранулах, таких как дендритные ветви и карбиды, меняются в прямой зависимости от размера гранул».

Данное положение показывает, что при получении микрослитков (гранул определенного химического состава сплава) ЖНС и последующего их объединения в компактный материал можно достигнуть изотропии в структуре и свойствах конечного материала.

2. «При получении гранул ЖНС методом PREP имеет место переход первичных карбидов из литой заготовки в гранулы без значительного изменения их размеров».

На основе этого положения установлено требование к размеру заготовок, подвергаемых распылению. Их размеры не должны быть >90 мм, иначе, как было установлено, есть вероятность возникновения неравномерного распределения карбидов в итоговом материале, что приведет к анизотропии свойств.

3. «Гранулы сложнолегированных ЖНС являются метастабильными системами, в которых при нагреве происходит распад пересыщенного твердого раствора, что создает предпосылки для выделения карбидов по границам гранул и обуславливает необходимость регламентирования химического состава сплавов для образования карбидных сеток по границам гранул, а также требует разработки специальных режимов ГИП и термической обработки».

На основе последнего положения найдены подходы к разработке специальных химических составов гранулируемых сплавов, полученных с применением прямого ГИП.

Основная структурная проблема, которую необходимо решать при получении монолитного материала из гранул, – проявление границ исходных гранул при компактировании, препятствующих формированию полностью рекристаллизованной структуры. В работе [22] показано, что одной из причин таких структурных аномалий являлись частицы карбидов, которые, образуясь на поверхности гранул при их распылении, в дальнейшем препятствовали полной консолидации материала. С учетом этого, при разработке сплава ЭП741НП содержание карбидообразующих элементов увеличили в еще большей степени, массовую долю углерода снизили до 0,04 %, а принципиальным нововведением стала добавка гафния, образующего стабильные карбиды типа MeC . Данный комплекс мер позволил устранить карбидные сетки по границам исходных гранул в микроструктуре, а также гранулы в изломе образцов после их испытаний.

Для того чтобы обосновать практические аспекты изготовления гранул ЖНС методом плазменной плавки с центробежным распылением следует сформулировать главные критерии к физико-механическим и технологическим свойствам гранул, получаемых при помощи метода PREP. К ним относят:

- узкий гранулометрический состав, который позволяет судить о стабильности разработанного режима изготовления гранул методом PREP;
- сферичность изготовленных частиц, влияющая на текучесть гранул и отражающаяся в итоге на процессе их засыпки в специальные формообразующие стальные капсулы перед операцией компактирования (ГИП);
- дендритный параметр, который позволяет судить о скорости охлаждения гранул, а также о размерах структурных составляющих в них;
- пористость в гранулах, наличие которой негативно влияет на механические свойства в конечном материале.

В работе [17] проведены исследования по определению технологических характеристик гранул высокопрочного никелевого сплава и показаны основные методы их определения. Указано, что для определения фракционного состава, формы и дендритного параметра гранул используют метод ситового анализа или прямого счета с применением растрового электронного микроскопа.

Одним из наиболее важных параметров является наличие пор в гранулах. Последние практически нерастворимы в материале матрицы и, расширяясь при повышенных температурах [17, 23], являются источниками зарождения трещин и преждевременного разрушения материала из ЖНС. Для их определения обычно проводят исследования, направленные на определение пикнометрической плотности, а также металлографические исследования микроструктуры шлифов гранул. Если пикнометрическая плотность практически полностью совпадает с плотностью компактного сплава, то это свидетельствует о стабильности разработанного режима плазменной плавки и центробежного распыления.

Однако, помимо технологических характеристик гранул, необходимо следовать соответствующим нормам их чистоты по кислороду, регламентированному количеству неметаллических включений в их массе, отсутствию окисленных частиц, частиц чужеродных металлов и т. д. Все эти требования необходимо учитывать в связи с тем, что несоблюдение хотя бы одного из них может отрицательно повлиять на свойства конечного изделия.

Следует также добавить, что еще одной актуальной задачей для достижения высоких механических свойств в итоговой детали, полученной по технологии металлургии гранул, является уменьшение размера получаемой фракции гранул. Известно, что чем меньше крупность фракции товарных гранул, тем больше прочностные показатели при комнатной температуре, а также сопротивление малоциклового усталости (МЦУ). Следует также учитывать, что МЦУ зависит не только от количества неметаллических включений, присутствующих в массе гранул, но и от их размера. Все это способствовало постепенному снижению крупности гранул ЖНС, используемых в технологии, – с 400 и 315 мкм до 70 мкм и менее.

Уменьшения размера используемой фракции гранул, получаемых методом PREP, возможно добиться путем варьирования следующих технологических параметров [14]:

- повышение частоты вращения заготовки. Размер производимых гранул прямо пропорционально зависит от данного параметра – с его повышением измельчается размер получаемой фракции;
- повышение мощности плазматрона. С увеличением мощности плазматрона можно уменьшить диаметр изготовленных гранул, а также повысить технологичность и производительность устройства центробежного распыления;
- уменьшение вибрации устройства во время распыления. Обеспечение необходимой чистоты поверхности распыляемой заготовки по шероховатости ее поверхности

способствует отсутствию биения, дестабилизирующего фракционный состав получаемых гранул и снижающего выход годной фракции.

В таблице приведены данные, характеризующие динамику улучшения характеристик заготовок дисков из гранул на примере сплава ЭП741НП, с начала развития технологии металлургии гранул по настоящее время.

**Динамика улучшения характеристик заготовок дисков
из гранул сплава ЭП741НП с 1981 г. по настоящее время (н.в.) [24]**

Характеристика	Значения характеристик по годам		
	1981	1982	1986
Размер гранул, мкм	70–315	70–200	50–140
Содержание кислорода, % (по массе)	≤0,010	≤0,007	≤0,005
Содержание неметаллических частиц в пробе, шт./кг	Не ограничено	До 100	До 50
Ультразвуковой контроль: – диаметр детали, мм – объем контроля чистой детали, %	Ручной		Автоматизированный
	1,2–1,5 До 50	1,2–1,5 До 50	0,8–1,2 До 95
Гарантируемые характеристики заготовок дисков и валов	$\sigma_b \geq 1250$ МПа $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа $\delta \geq 13$ % $\psi \geq 15$ % $KCU \geq 40$ Дж/см ² $\sigma_{100}^{750^\circ} = 600$ МПа	$\sigma_b \geq 1250$ МПа $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа $\delta \geq 13$ % $\psi \geq 15$ % $KCU \geq 40$ Дж/см ² $\sigma_{100}^{750^\circ} = 600$ МПа	$\sigma_b \geq 1300$ МПа $\sigma_{0,2} \geq 900$ МПа $\delta \geq 15$ % $\psi \geq 17$ % $KCU \geq 40$ Дж/см ² $\sigma_{100}^{650^\circ} = 1000$ МПа $N_{1000}^{650^\circ} = 3500$ цикл

Продолжение таблицы

Характеристика	Значения характеристик по годам		
	1998	2003	с 2005 по н.в.
Размер гранул, мкм	50–140	50–100	70
Содержание кислорода, % (по массе)	≤0,005	≤0,007	≤0,007
Содержание неметаллических частиц в пробе, шт./кг	До 10	До 6	До 6
Ультразвуковой контроль: – диаметр детали, мм – объем контроля чистой детали, %	Автоматизированный		
	0,8–1,2 До 100	0,8 До 100	0,4–0,8 100
Гарантируемые характеристики заготовок дисков и валов	$\sigma_b \geq 1300$ МПа $\sigma_{0,2} \geq 900$ МПа $\delta \geq 15$ % $\psi \geq 17$ % $KCU \geq 40$ Дж/см ² $\sigma_{100}^{650^\circ} = 1000$ МПа $N_{1000}^{650^\circ} = 5000$ цикл	$\sigma_b \geq 1450$ МПа $\sigma_{0,2} \geq 1020$ МПа $\delta \geq 18$ % $\psi \geq 18$ % $KCU \geq 40$ Дж/см ² $\sigma_{100}^{650^\circ} = 1020$ МПа $N_{1000}^{650^\circ} = 5000$ цикл	$\sigma_b \geq 1450$ МПа $\sigma_{0,2} \geq 1020$ МПа $\delta \geq 18$ % $\psi \geq 18$ % $KCU \geq 40$ Дж/см ² $\sigma_{100}^{650^\circ} = 1020$ МПа $N_{1000}^{650^\circ} = 20000$ цикл

Видно, что чем мельче используемая при изготовлении заготовок дисков фракция гранул, тем больше значения прочности и пластичности при комнатной температуре, а также выше требования по сопротивлению МЦУ и наличию неметаллических включений в массе используемых гранул. На современных предприятиях при изготовлении

элементов авиационных ГТД методом металлургии гранул предусмотрен стандарт на допустимое количество неметаллических включений в массе гранул [25]: до 10 шт. на 1 кг гранул для фракции 100 мкм и 6 шт. на 1 кг гранул для фракции 70 мкм и менее, что составляет приблизительно одно включение на 10^6 гранул.

Однако, возвращаясь к требованиям по чистоте гранул, необходимо учитывать в комплексе всю технологическую цепочку производства гранул, их физико-механическую обработку и подготовку к компактированию с целью достижения необходимого комплекса механических характеристик в конечном изделии.

Известно, что причинами преждевременного разрушения образцов, полученных по технологии металлургии гранул, при испытаниях могут образовываться границы исходных гранул в результате значительного окисления их поверхности перед процессом компактирования. Для исключения этой возможности следует тщательно контролировать перед проведением процесса плазменной плавки и центробежного распыления заготовок чистоту инертного газа в камере распыления и соответствие его установленной норме по кислороду и парам воды. Как показано в работах [25, 26], существует также возможность загрязнения гранул ЖНС цеховой пылью в случае их хранения и обработки в атмосфере воздуха, в котором содержится достаточное количество пыли. Вредное влияние пылевидных частиц заключается в том, что вследствие их значительной поверхности, они обладают высокой сорбционной емкостью, что может вызывать поглощение значительного количества химически активных газов и паров воды, которые не могут быть полностью удалены во время вакуумной термической дегазации гранул в процессе засыпки и герметизации в капсулы. По этой причине хранение, транспортировку и физико-механическую обработку гранул ЖНС проводят в полностью инертной среде [27]. Для регламентированного количества металлических и неметаллических частиц в массе гранул, проводят их физико-механическую обработку, которая заключается в рассеве по фракциям, магнитном и электростатическом разделении от инородных включений – как металлических, так и неметаллических [27].

Заключения

Таким образом, краткий анализ технологии производства гранул ЖНС методом PREP дает возможность сформулировать основные требования к процессу изготовления гранул ЖНС, которые позволяют получить высокие свойства в конечном материале, произведенном по технологии металлургии гранул.

Основным требованием к производству гранул ЖНС следует считать их чистоту по содержанию кислорода. Для поддержания этого параметра на высоком уровне следует проводить все технологические операции производства, транспортировку и физико-механические воздействия на гранулы в инертной среде [27], а также проводить контроль баллонов инертных газов по нормам кислорода и паров воды.

Регламентирование количества неметаллических включений в массе гранул следует проводить с целью повышения механических свойств в конечном материале, изготовленном из гранул, а именно – сопротивление МЦУ, так как в гранулируемых материалах развитие трещины, как правило, инициируется в местах слабины – по неметаллическим включениям [28]. Для снижения их влияния на конечный материал, следует уменьшать размер используемой фракции гранул, так как размер неметаллических включений напрямую коррелирует с размером гранул, используемых при производстве дисков и валов из ЖНС. Следует отметить, что для снижения влияния неметаллических включений на конечные свойства в производстве дисков и валов ГТД предусмотрен стандарт предприятия, в котором указано количество неметаллических включений на 1 кг в массе гранул соответствующей фракции.

Для снижения вероятности попадания неметаллических включений в конечный материал предусмотрены операции физико-механической обработки гранул ЖНС – рассев по фракциям требуемого состава, электростатическое и магнитное разделение гранул от разного рода инородных включений. Данные операции способствуют, во-первых, сужению фракционного состава используемых в производстве дисков и валов гранул, а также эффективному удалению неметаллических включений из массы гранул.

Еще одним немаловажным требованием является отсутствие пористости в гранулах, полученных плазменной плавкой с центробежным распылением литой вращающейся заготовки. Устранение данного дефекта структуры гранул достигается за счет правильно выбранных параметров распыления, а именно – частоты вращения распыляемой заготовки и соотношения инертных газов в камере распыления.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // *Все материалы*. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2–14.
3. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2001. № 1. С. 3–8.
4. Каблов Е.Н. Наука как отрасль экономики // *Наука и жизнь*. 2009. № 10. С. 7–8.
5. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М. Влияние скорости охлаждения при закалке на микроструктуру и свойства жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
6. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Бакрадзе М.М., Карачевцев Ф.Н. Исследование стабильности γ' -фазы размером менее 100 нм в жаропрочном никелевом сплаве ВЖ175-ИД // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 4 (53). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
7. 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.
8. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ125 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.
9. 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.
10. 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.
11. Востриков А.В., Волков А.М., Бакрадзе М.М. Разработка и исследование нового гранулируемого дискового сплава ВЖ178П для перспективных авиационных ГТД // *Цветные металлы*. 2018. № 8. С. 80–84.

12. Эскин Г.И. К условиям формирования недендритной структуры в слитках и гранулах легких и жаропрочных никелевых сплавов // *Технология легких сплавов*. 2013. № 4. С. 147–159.
13. Гарибов Г.С., Гриц Н.М. В.И. Добаткин и металлургия гранул жаропрочных никелевых сплавов // *Технология легких сплавов*. 2015. № 2. С. 34–39.
14. Востриков А.В., Сухов Д.И. Производство гранул методом PREP для аддитивных технологий – текущий статус и перспективы развития // *Труды ВИАМ*. 2016. № 8 (44). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-3-3.
15. Способ производства гранул жаропрочных никелевых сплавов: пат. 2468891 С1 Рос. Федерация; заявл. 18.11.11; опубл. 10.12.12.
16. Волков А.М., Шестакова А.А., Бакрадзе М.М. Сравнение гранул, полученных методами газовой атомизации и центробежного распыления литых заготовок, с точки зрения применения их для изготовления дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2018. № 11 (71). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-12-19.
17. Востриков А.В., Гарибов Г.С., Бер Л.Б., Шляпин С.Д. Исследование физико-механических свойств и структуры гранул из нового высокопрочного никелевого сплава, изготовленных методом PREP // *Технология легких сплавов*. 2013. № 2. С. 69–75.
18. Мусиенко В.Т. Некоторые итоги разработки технологии производства гранул жаропрочных никелевых сплавов для изготовления изделий авиакосмической техники // *Технология легких сплавов*. 2000. № 6. С. 72–78.
19. Добаткин В.И. Роль кинетических и термодинамических факторов при кристаллизации гранул // *Металлургия гранул*. 1983. Вып. 1. С. 23–33.
20. Добаткин В.И. Закономерности быстрой кристаллизации как основа выбора составов гранулируемых сплавов // *Металлургия гранул*. 1988. Вып. 4. С. 11–23.
21. Гарибов Г.С. Теория кристаллизации и технология гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов // *Технология легких сплавов*. 2016. № 1. С. 107–118.
22. Белов А.Ф., Аношкин Н.Ф., Фаткуллин О.Х. и др. Особенности легирования жаропрочных сплавов, получаемых методом металлургии гранул // *Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе*. М.: Наука, 1984. С. 31–40.
23. Бакрадзе М.М., Волков А.М., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бубнов М.В. Особенности изменения размера зерен в дисковом гранулируемом жаропрочном никелевом сплаве, произведенном по различным технологиям // *Труды ВИАМ*. 2018. № 2 (62). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-1-1.
24. Гарибов Г.С. Развитие идей академика А.Ф. Белова по радикальному повышению эксплуатационных характеристик дисков перспективных ГТД // *Перспективные технологии легких и специальных сплавов: к 100-летию со дня рождения академика А.Ф. Белова*. М.: Физматлит, 2006. С. 107–117.
25. Кошелев В.Я., Гарибов Г.С., Сухов Д.И. Основные закономерности процесса получения гранул жаропрочных сплавов методом плазменного распыления вращающейся заготовки // *Технология легких сплавов*. 2015. № 3. С. 97–103.
26. Кошелев В.Я., Егоров Д.А. Влияние атмосферы хранения на адсорбционную способность гранул жаропрочных никелевых сплавов // *Технология легких сплавов*. 2010. № 4. С. 41–45.
27. Шестаков А.В., Карашаев М.М., Дмитриев Н.С. Технологические пути создания композиционных материалов на основе жаропрочных тугоплавких соединений (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-12-20.
28. Волков А.М., Востриков А.В. Сопротивление гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов разрушению при малоцикловой усталости (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S1 (43). С. 74–79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N. Aerospace Materials Science. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2008, no. 3, pp. 2–14.
3. Kablov E.N. Materials Quality Control – a Guarantee of Aviation Equipment Operation Safety. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2001, no. 1, pp. 3–8.
4. Kablov E.N. Science as a Branch of the Economy. *Nauka i zhizn*, 2009, no. 10, pp. 7–8.
5. Letnikov M.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G., Bakradze M.M. The influence of quench rate on microstructure and mechanical properties of nickel-based wrought superalloy VZh175-ID. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
6. Lomberg B.S., Shestakova A.A., Bakradze M.M., Karachevtsev F.N. The investigation of the stability of γ' -phase with size below 100 nm in Ni-base superalloy VZh175-ID. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
7. 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.
8. 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.
9. 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.
10. 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.
11. Vostrikov A.V., Volkov A.M., Bakradze M.M. Development and study of a new granulated disk alloy VZh178P for promising aircraft gas turbine engines. *Tsvetnye metally*, 2018, no. 8, pp. 80–84.
12. Eskin G.I. On the conditions for the formation of a non-dendritic structure in ingots and granules of light and heat-resistant nickel alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 4, pp. 147–159.
13. Garibov G.S., Grits N.M. V.I. Dobatkin and metallurgy of granules of heat-resistant nickel alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 2, pp. 34–39.
14. Vostrikov A.V., Sukhov D.I. The production of powders by PREP method for additive manufacturing – current situation and development prospects. *Trudy VIAM*, 2016, no. 8, paper no. 3. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-3-3.
15. *Method for producing granules of heat-resistant nickel alloys*: pat. 2468891 C1 Rus. Federation; appl. 18.11.11; publ. 10.12.12.
16. Volkov A.M., Shestakova A.A., Bakradze M.M. The comparison of powder produced by gas atomization and by plasma rotate electrode process in the point of production disk billets from Ni-base superalloys. *Trudy VIAM*, 2018, no. 11 (71), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-12-19.
17. Vostrikov A.V., Garibov G.S., Ber L.B., Shlyapin S.D. Study of physical and mechanical properties and structure of granules from a new high-strength nickel alloy produced by the PREP method. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 2, pp. 69–75.

18. Musienko V.T. Some results of the development of the technology for the production of granules of heat-resistant nickel alloys for the manufacture of aerospace products. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2000, no. 6, pp. 72–78.
19. Dobatkin V.I. The role of kinetic and thermodynamic factors in the crystallization of granules. *Metallurgiya granul*, 1983, is. 1, pp. 23–33.
20. Dobatkin V.I. Regularities of rapid crystallization as a basis for selecting the compositions of granulated alloys. *Metallurgiya granul*, 1988, is. 4, pp. 11–23.
21. Garibov G.S. Crystallization theory and technology of granulated heat-resistant nickel alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 1, pp. 107–118.
22. Belov A.F., Anoshkin N.F., Fatkullin O.Kh. et al. Features of alloying heat-resistant alloys obtained by granule metallurgy. *Heat-resistant and heat-resistant steels and nickel-based alloys*. Moscow: Nauka, 1984, pp. 31–40.
23. Bakradze M.M., Volkov A.M., Shestakova A.A., Letnikov M.N., Bubnov M.V. The features of the grains size changing in the p/m Ni-base superalloy for disks application produced via different technologies. *Trudy VIAM*, 2018, no. 2 (62), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-1-1.
24. Garibov G.S. Development of the ideas of academician A.F. Belov on a radical increase in the operational characteristics of promising gas turbine engine disks. *Promising technologies of light and special alloys: on the 100th anniversary of the birth of academician A.F. Belov*. Moscow: Fizmatlit, 2006, pp. 107–117.
25. Koshelev V.Ya., Garibov G.S., Sukhov D.I. Basic patterns of the process of producing heat-resistant alloy granules by plasma spraying of a rotating workpiece. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 3, pp. 97–103.
26. Koshelev V.Ya., Egorov D.A. Influence of storage atmosphere on the adsorption capacity of heat-resistant nickel alloy granules. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2010, no. 4, pp. 41–45.
27. Shestakov A.V., Karashaev M.M., Dmitriev N.S. Technological ways to create composite materials based on heat-resistant refractory compounds (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-12-20.
28. Volkov A.M., Vostrikov A.V. Low-cycle fatigue resistance of PM Ni-base superalloys (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 74–79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79.

Информация об авторах

Востриков Алексей Владимирович, начальник НИО, 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, Head of Scientific Research Bureau, 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 04.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.02.2025.

The article was submitted 04.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 19.02.2025.

Научная статья

УДК 669.018.29

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-27-39

АНАЛИЗ ДЕФЕКТОВ В ДЕТАЛЯХ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Л.В. Морозова¹, В.Б. Григоренко², А.М. Терехин²

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

²Производственный комплекс «Салют» акционерного общества «Объединенная двигателестроительная корпорация», Москва, Россия; info@uecrus.com

Аннотация. Проведено комплексное исследование деталей из конструкционных сталей с целью установления характера их разрушения и определения типа выявленных дефектов. Методами металлографического и фрактографического анализов изучены строение эксплуатационных изломов и вскрытых вторичных трещин, микроструктура сталей. Установлено, что разрушению рессоры из стали 30ХГСН2А-ВД способствовало наличие грубых рисок и обезуглероженного слоя на внутренней поверхности. В деталях, изготовленных из стали 30ХГСА, выявлены нарушения на этапе термической и механической обработки.

Ключевые слова: фрактография, фрактографический анализ, растровая электронная микроскопия, разрушение, усталостное разрушение, усталостная трещина, рессора, сталь

Для цитирования: Морозова Л.В., Григоренко В.Б., Терехин А.М. Анализ дефектов в деталях из конструкционных сталей // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-27-39.

Scientific article

ANALYSIS OF DEFECTS IN PARTS MADE OF STRUCTURAL STEEL

L.V. Morozova¹, V.B. Grigorenko², A.M. Terekhin²

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

²Production complex «Salut» of Joint Stock Company «United engine corporation», Moscow, Russia, info@uecrus.com

Abstract. A comprehensive study of structural steel parts was conducted to establish the nature of their destruction and to determine the type of defects detected. Metallographic and fractographic analysis methods were used to study operating structure, opened cracks and the microstructure of steels. It was found that the destruction of a spring made of 30HGSN2A-VD steel was facilitated by the presence of coarse scratches and a decarburized layer on the inner surface. In parts made of 30HGSA steel, defects were detected at the stage of thermal and mechanical treatment.

Keywords: fractography, fractographic analysis, scanning electron microscopy, damage, fatigue fracture, fatigue crack, spring, steel

For citation: Morozova L.V., Grigorenko V.B., Terekhin A.M. Analysis of defects in parts made of structural steel. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-27-39.

Введение

Конструкционные легированные стали, такие как 30ХГСА и 30ХГСН2А, применяются при изготовлении изделий, работающих под нагрузкой. Из этих сталей изготавливают шестерни, зубчатые валы, рычаги, оси, шпильки, пальцы, фланцы, валики и другие ответственные детали [1, 2].

Химический состав сталей 30ХГСА и 30ХГСН2А регламентируется ГОСТ 4543–2016. Улучшаемая среднелегированная сталь 30ХГСА (хромансиль) широко применяется при изготовлении сварных и механически обработанных деталей, работающих в атмосферных условиях и при температурах не ниже $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$. Верхний предел рабочих температур напрямую зависит от температуры отпуска либо изотермической закалки, а также от наличия защиты от коррозии и температурного интервала ее работоспособности. Благодаря высокому содержанию углерода данная сталь отличается прочностью и устойчивостью к нагрузкам, что объясняет ее широкое применение в машиностроении, строительной и авиационной отраслях. При этом уровень пластичности позволяет применять штамповку и ковку для ее обработки, а в отожженном состоянии сталь поддается резанию и механической обработке поверхности [3].

Добавки хрома отвечают за повышение коррозионной стойкости, жаропрочности, сопротивления абразивному износу, а также улучшают закаливаемость. При этом небольшое содержание хрома (0,8–1,1 %) не позволяет отнести сталь к категории коррозионностойких. При эксплуатации в условиях повышенной влажности на поверхности незащищенных деталей будет образовываться оксид железа (ржавчина). Для повышения коррозионной стойкости детали из стали 30ХГСА эксплуатируют после нанесения защитных гальванических покрытий на основе цинка и хрома.

Благодаря наличию марганца в составе стали снижается содержание вредных примесей, уменьшается риск образования трещин и окалины во время термообработки. Марганец также способствует увеличению свариваемости и общей пластичности стали. При проведении термообработки сталь нагревают до температуры $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим быстрым охлаждением в воде или масле. Возникающие при этом закалочные напряжения снимают за счет применения высокого отпуска – нагрева до температур $540\text{--}560\text{ }^{\circ}\text{C}$, что также повышает упругие свойства стали [4].

Высокопрочная среднелегированная сталь 30ХГСН2А используется при изготовлении наиболее ответственных (в том числе сварных) деталей крыла, шасси и центроплана, работающих на срез и растяжение при температурах до $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. Сваривается ручной, электронно-лучевой и автоматической сваркой в среде защитных газов. При этом обязательно размещение сварных швов вне зон концентраторов напряжений, предусмотренных в чертежах [1, 5].

Наличие никеля повышает коррозионную стойкость, прочность, пластичность и прокаливаемость. Добавки никеля увеличивают сопротивление усталости без уменьшения пластичности, что объясняет его наличие в сталях, применяемых при изготовлении нагруженных деталей.

Механическую обработку высокопрочных сталей проводят до закалки, так как наилучшая обрабатываемость резанием достигается после того, как сталь подвергли низкотемпературному отжигу (при температурах $680\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$) с быстрым охлаждением на воздухе. Итоговую чистовую обработку проводят уже после полного цикла термической обработки. При этом следует соблюдать режимы, обеспечивающие отсутствие прижогов на поверхности. Сталь чувствительна к концентраторам напряжений, в связи с чем с поверхности деталей необходимо удалять заусенцы и окалину. В зонах концентрации напряжений параметр шероховатости поверхности R_a не должен превышать значения $1,6\text{ }\mu\text{м}$ [6, 7].

Несмотря на широкое использование среднелегированных сталей в различных отраслях благодаря их универсальности, существует необходимость разрабатывать и применять специализированные высоколегированные стали, отвечающие более жестким требованиям [8, 9]. Это стали с повышенным уровнем устойчивости к истиранию и прочности, жаростойкостью и сопротивлением к воздействию агрессивных сред. Добавление даже таких доступных элементов, как азот, заметно улучшает свойства стали, а добавки редкоземельных элементов позволяют добиться уникальных характеристик (повышенная твердость и тугоплавкость) [10].

Методики неразрушающего контроля широко востребованы на этапах предэксплуатационного контроля, периодических профилактических осмотров и аварийных исследований, так как позволяют оценить состояние детали, не нанося повреждений, несовместимых с дальнейшей эксплуатацией. Магнитопорошковый и люминесцентный методы контроля применяют для выявления различных поверхностных дефектов, таких как трещины, питтинги, а также дефектов, расположенных под поверхностью и обладающих повышенными внутренними напряжениями [11].

Для оценки работоспособности, ресурса и несущей способности материала проверяют механические свойства. Испытания на растяжение, ударный изгиб, длительную прочность и усталость являются информативными для оценки состояния материала [12–14], но в случае малых размеров детали не всегда удастся провести полную оценку механических свойств. В этом случае на помощь приходят малоинвазивные методы исследования, например измерение твердости. Индентирование поверхности изделия позволяет, не нанося существенных повреждений, оценить механические свойства благодаря зависимостям, связывающим характеристики прочности и пластичности с твердостью материала [15].

Стабильная работа узлов и механизмов зависит не только от выбранного материала, но и от качества изготовления, сборки и установки деталей. Важно, чтобы не было нарушений на всех этапах: от выбора марки стали до ее термо- и механической обработки, монтажа и условий эксплуатации. В случае возникновения эксплуатационных разрушений методы оптической и электронной микроскопии широко применяются для выявления причин аварий [16].

Комплексный анализ разрушенных деталей должен включать неразрушающий контроль, определение химического состава, металлографические и фрактографические исследования, проверку механических свойств. Всестороннее исследование позволяет установить причины разрушения и принять комплекс мер, направленных на предотвращение подобных ситуаций в дальнейшем [17, 18].

В данной статье рассмотрены дефекты в конструкционных сталях и результаты комплексных исследований, проведенных с применением различных методик.

Полученные результаты исследований являются продуктом деятельности АО «ОДК».

Материалы и методы

При установлении причин разрушения деталей из конструкционных сталей проведены внешний осмотр и фотосъемка, анализ сопроводительной технической документации, фрактографический анализ мест разрушения и вскрытых вторичных трещин, анализ химического состава для подтверждения марок сталей. Проведен неразрушающий контроль, электронно-зондовый микроанализ и исследования с использованием металлографических методов.

Микроструктуру анализировали с применением оптического конфокального микроскопа высокого разрешения. Фрактографический анализ проводили с использованием растрового электронного микроскопа с приставкой для энергодисперсионного анализа в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015.

Анализ химического состава деталей проводили спектральным атомно-абсорбционным методом в соответствии с требованиями ГОСТ 28473–90. Содержание углерода определяли методом инфракрасной спектроскопии на кулонометрической установке согласно ГОСТ 12344–2003.

Подготовку шлифов осуществляли с применением металлографического комплекса. Микроструктуру выявляли методами электролитического травления либо травлением в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты в соответствии с ГОСТ 8233–56.

Магнитопорошковая дефектоскопия проведена с применением специализированного контролирующего комплекса согласно ГОСТ Р 56512–2015.

Твердость деталей определяли методами Виккерса (ГОСТ 2999–75) и Роквелла (ГОСТ 9013–59).

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

Результаты и обсуждение

Исследование причин разрушения рессоры основной опоры шасси из стали 30ХГСН2А-ВД

Разрушение рессоры основной опоры шасси (рис. 1) произошло на расстоянии ~400 мм от точки пересечения оси рессоры и полуоси установки колеса. Вид излома показан на рис. 1, *а*. Конструктивно рессора представляет собой трубу Ø50 мм, длиной 1500 мм и толщиной стенки 4 мм. При осмотре демонтированной рессоры на наружной поверхности на расстоянии 80–100 мм от входа в шаровую опору фюзеляжа обнаружена несквозная трещина протяженностью ~12 мм (рис. 1, *б*). Следует отметить, что первичное разрушение развивалось от внутренней поверхности рессоры, в то время как вторичная трещина – от наружной.

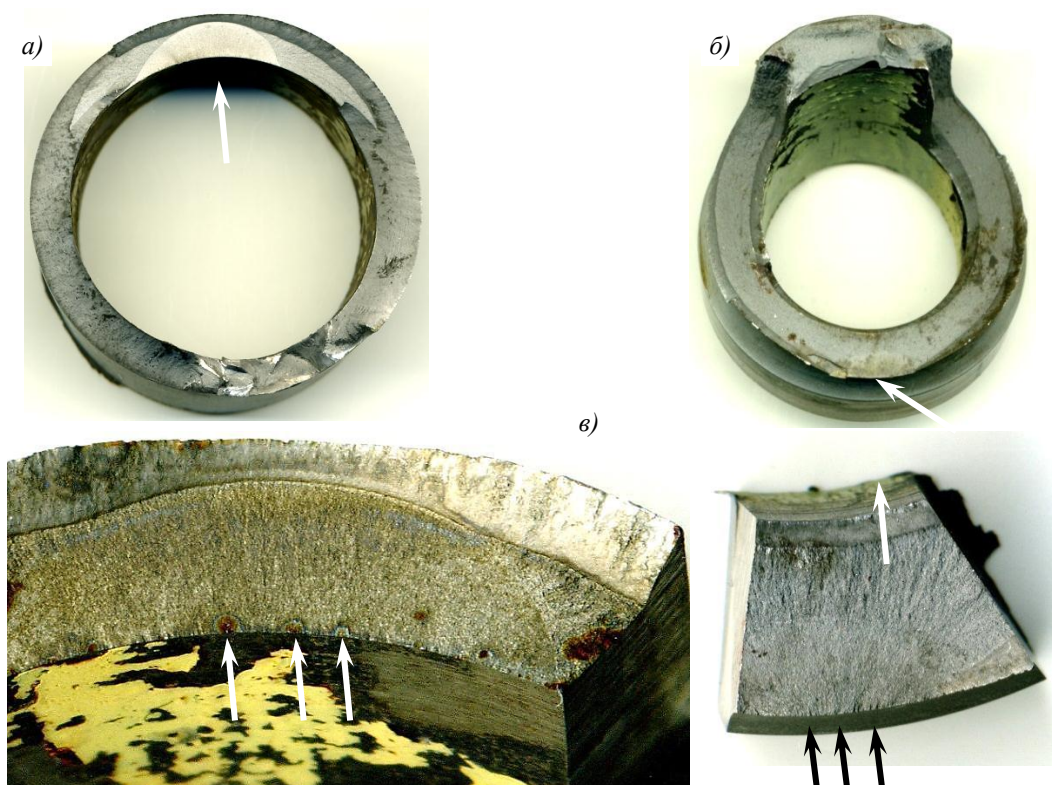


Рис. 1. Макростроение излома рессоры: *а* – первичная трещина; *б* – вскрытая вторичная трещина; *в* – вид излома, образованного первичной трещиной. Стрелками отмечены очаги разрушения

Согласно требованиям технической документации, рессора должна изготавливаться из трубы размером 63,5×14 мм из стали 30ХГСН2А-ВД (ТУ 14-3-674–78) и термически обрабатываться на прочность 1400–1600 МПа с применением изотермической закалки. Исследованная рессора изготовлена из прутка, отверстие Ø50 мм выполнено сверлением.

Определение химического состава материала рессоры

Данные химического анализа материала рессоры подтвердили соответствие требованиям ГОСТ 5632–2014. Результаты химического анализа материала рессоры приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав материала рессоры из стали 30ХГСН2А-ВД

Образец	Содержание элементов, % (по массе)										
	C	Mo	V	W	Cu	Ni	Si	Mn	Cr	P	S
Рессора	0,32	0,04	0,03	0,015	0,08	0,37	0,30	0,48	12,8	0,025	0,011
Согласно ГОСТ 5632–2014	0,26–0,35	≤0,30	≤0,20	≤0,20	≤0,30	≤0,60	≤0,80	≤0,80	12–14	≤0,03	≤0,025

Фрактографический анализ

Макроанализ излома рессоры показал, что разрушение усталостное, многоочаговое, развивалось от внутренней поверхности, где наблюдаются следы грунта и грубые риски от сверления. Очаги разрушения расположены на одной из грубых рисков от механической обработки (рис. 1, в).

Результаты анализа излома на электронном микроскопе подтвердили усталостный характер разрушения. В очагах разрушения наблюдается межзеренный излом. В доломе, расположенном вблизи наружной поверхности, также отмечены участки с межзеренным изломом.

Анализ излома вскрытой трещины, развивавшейся с наружной поверхности, показал, что она имеет меньшую глубину развития, в усталостной зоне излом визуально более шероховатый, чем в месте полного разрушения. Меньшая площадь и более выраженная шероховатость указывают на вторичность этой усталостной трещины. На наружной поверхности рессоры наблюдаются следы пескоструйной обработки. Очаги разрушения, как правило, связаны с наиболее глубокими вмятинами от пескоструйной обработки.

Металлографический анализ и оценка твердости

Установлено, что деталь термически обработана на прочность 1700–1850 МПа (48,5–50 HRC, 530–540 HV) [19]. Структура стали – мартенсит, следов пережога и перегрева не наблюдается (рис. 2). Величина зерна соответствует 7 баллу шкалы ГОСТ 5639–82. Загрязненность неметаллическими включениями по сульфидам и оксидам соответствует 3–4 и 2–3 баллу соответственно (ГОСТ 1778–2022).

В зоне основного разрушения на внутренней и внешней поверхностях наблюдается обезуглероженный слой (рис. 3). Общая глубина обезуглероживания (ферритного слоя и зоны частичного обезуглероживания) по ГОСТ 1763–68 составляет ~0,4 мм. В соответствии с чертежом, при изготовлении рессор на внутренней поверхности допускается наличие окалина. Следует отметить, что наличие обезуглероженного слоя

снижает сопротивление усталости вследствие ослабления границ зерен (прочность ферритного слоя составляет 700–900 МПа).

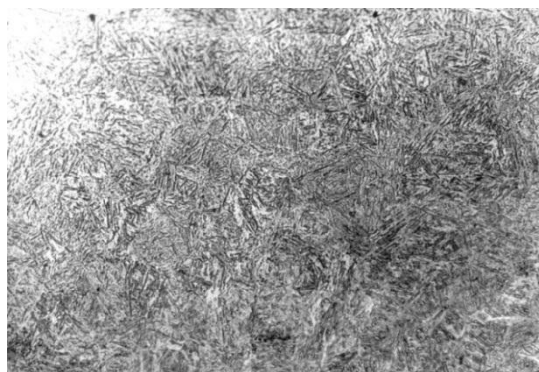


Рис. 2. Микроструктура ($\times 320$) стали 30XGCH2A-BD в области основного разрушения



Рис. 3. Обезуглероженный слой на внутренней поверхности рессор в месте основного разрушения ($\times 500$)

При анализе микроструктуры на внутренней поверхности рессоры в зоне основного разрушения выявлено много трещин, параллельных излому. Вдоль кромки трещин во всех случаях наблюдается окисленный слой. При визуальной оценке шероховатость наружной поверхности значительно больше, чем шероховатость внутренней.

В месте расположения несквозной усталостной трещины на наружной поверхности обезуглероженный слой практически отсутствует, но присутствует на внутренней поверхности. Это связано с тем, что на внешней поверхности проведены механическая и пескоструйная обработки, в то время как на внутренней поверхности пескоструйная обработка не осуществлена. Со стороны наружной поверхности выявлена трещина, перпендикулярная поверхности излома, проходящая по строчкам сульфидов.

Для повышения сопротивления усталости рекомендовано:

- рессору изготавливать из трубы в соответствии с требованиями чертежа;
- использовать сталь вакуумно-дугового переплава;
- повысить качество механической обработки;
- контролировать размер фракции песка при пескоструйной обработке;
- нагрев под закалку следует проводить в безокислительной или нейтральной атмосфере, вакууме для исключения образования обезуглероженного слоя.

Исследование детали «болт откидной» из стали 30XГСА

При проведении магнитного контроля на сфере $\varnothing 60$ мм и цилиндре $\varnothing 30$ мм обнаружены отложения магнитного порошка в виде отдельных точек и линий. Внешний вид детали и отложений представлен на рис. 4. Отложения в виде линий обнаружены в диаметрально расположенных зонах цилиндра $\varnothing 30$ мм.



Рис. 4. Внешний вид детали (а) и места отложения магнитного порошка (б, в). Стрелками указаны диаметрально расположенные зоны, в которых обнаружены отложения в виде линий

Согласно результатам химического анализа, деталь изготовлена из стали 30ХГСА, как и предусмотрено требованиями чертежа.

Исследование методами электронной микроскопии поверхности детали в местах точечных отложений магнитного порошка выявило мелкие раковины размером до 0,3 мм (рис. 5), однако определить причину их образования из-за нанесенного цинкового покрытия не представляется возможным.

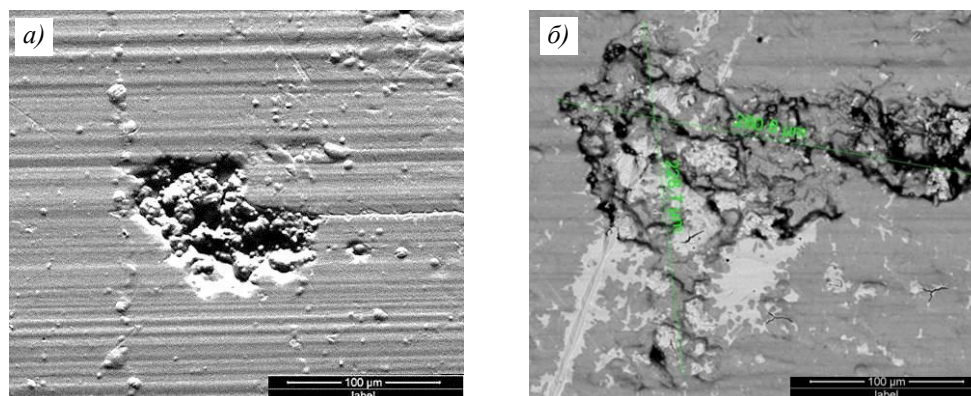


Рис. 5. Вид дефектов на поверхности сферы Ø60 мм (а) и цилиндра Ø30 мм (б)

Исследование поверхности отверстия (цилиндр Ø30 мм) в области протяженных отложений магнитного порошка, показанных на рис. 4, в, выявило наличие сетки тонких трещин (рис. 6, а). При анализе структуры микрошлифов, изготовленных в зоне залегания поверхностных трещин, обнаружены тонкие разветвленные трещины (рис. 6, б), как расположенные под поверхностью, так и распространяющиеся от поверхности вглубь материала на расстояние до 2 мм.

Траектория распространения трещин как на поверхности, так и в плоскости шлифа свидетельствует об их статическом характере. Проведенный электронно-зондовый микроанализ показал, что трещины окислены, а на участках трещин, выходящих на поверхность, помимо пиков кислорода, присутствуют пики цинка (рис. 7, табл. 2).

Наличие кислорода на поверхности указывает на возникновение трещин во время механической обработки детали с применением смазочно-охлаждающей жидкости. При последующем нанесении покрытия произошло проникновение цинка по сформировавшимся трещинам вглубь материала.

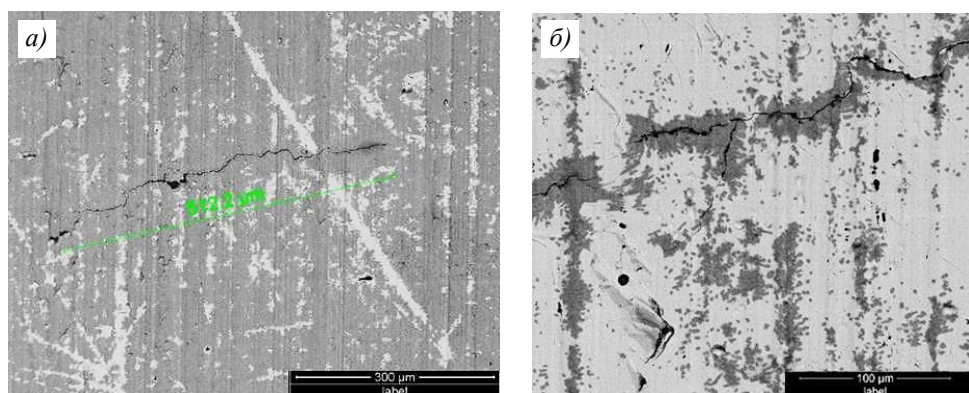


Рис. 6. Вид трещин на поверхности цилиндра Ø30 мм

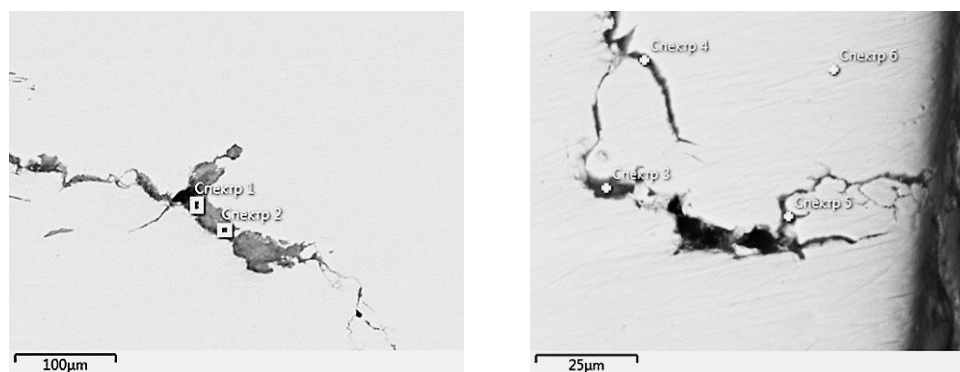


Рис. 7. Вид трещин в материале образцов и участки проведения электронно-зондового микроанализа

Таблица 2

Результаты электронно-зондового микроанализа

Спектр	Содержание элемента, % (по массе)								
	O	Na	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe	Zn
1	25,30	—	1,02	0,28	0,64	0,67	2,79	69,30	—
2	20,68	0,84	0,96	0,24	0,40	1,14	3,80	71,76	0,18
3	28,42	—	0,76	0,35	1,68	0,50	0,83	64,12	3,33
4	17,53	—	0,44	0,45	0,88	0,65	0,99	71,19	7,88
5	9,24	—	1,39	0,10	0,52	1,14	1,08	84,95	1,60
6	—	—	1,07	—	—	0,96	0,91	97,06	—

Согласно результатам металлографических исследований шлифов, изготовленных в поперечном и продольном сечениях, в материале детали имеются неметаллические включения – оксиды, сульфиды и оксисульфиды, содержание которых соответствует 1–2 баллу (при оценке по методу Ш ГОСТ 1778–2022).

Микроструктура материала – феррит и пластинчатый перлит. Ликвационная неоднородность, сетка феррита или иные дефекты исходного металла не выявлены.

В изломе, полученном при разрушении ударного образца, наблюдаются внутризеренные квазихрупкие фасетки с вторичными трещинами по границам зерен (рис. 8). Полученное значение ударной вязкости KCU составляет $94,2 \text{ Дж/см}^2$, что меньше, чем значения, заявленные в сертификате качества, который прилагался к детали ($KCU = 150 \text{ Дж/см}^2$).

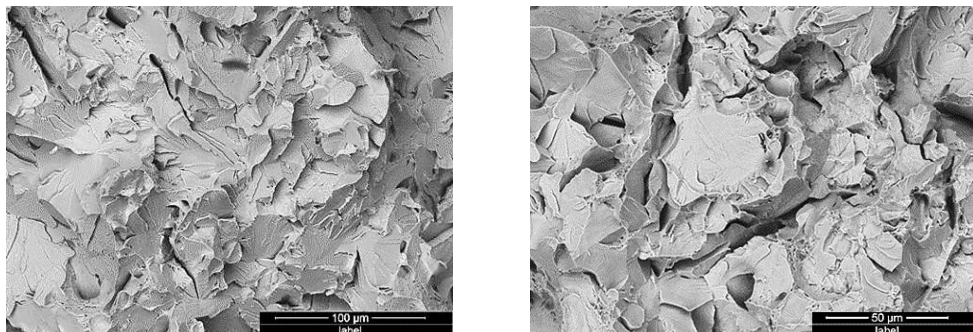


Рис. 8. Фасетки квазиотрыва в изломе ударного образца

Исследование детали «палец левый» из стали 30ХГСА

Внешний вид детали представлен на рис. 9. По результатам магнитного контроля поверхности участка $\varnothing 38 \text{ мм}$ и с торцевой стороны детали обнаружено оседание магнитного порошка в виде тонких черных линий протяженностью до $\sim 3 \text{ мм}$ (рис. 10).



Рис. 9. Внешний вид детали «палец левый»

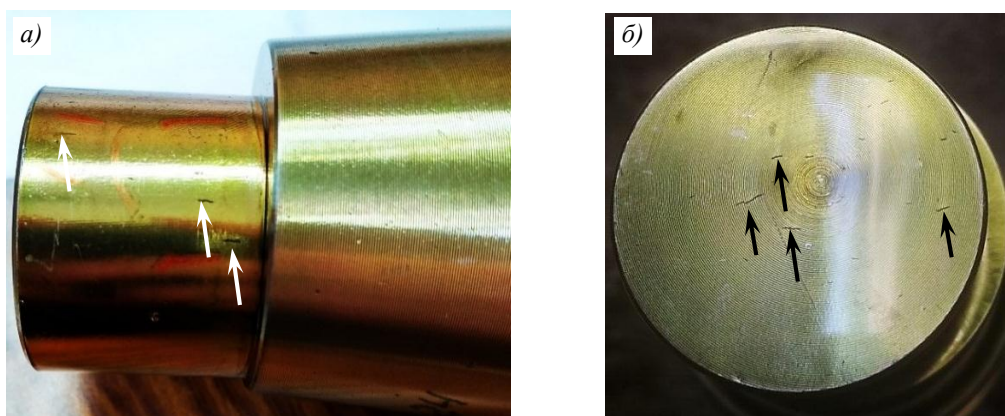


Рис. 10. Осаждение магнитного порошка на поверхности участка $\varnothing 38 \text{ мм}$ (а) и торце детали (б)

Согласно результатам химического анализа, деталь изготовлена из стали 30ХГСА, что соответствует требованиям чертежа и нормативной документации.

Твердость материала детали составляет 27 HRC (в соответствии с чертежом это значение должно достигать 30–35 HRC).

В ходе металлографического исследования шлифов, изготовленных в зоне дефекта, установлено, что в продольном сечении имеются несплошности материала в виде тонких трещин. Отдельные трещины, развивающиеся от поверхности детали, проходят по границам зерен в основной материал на глубину до 3,9 мм (рис. 11).

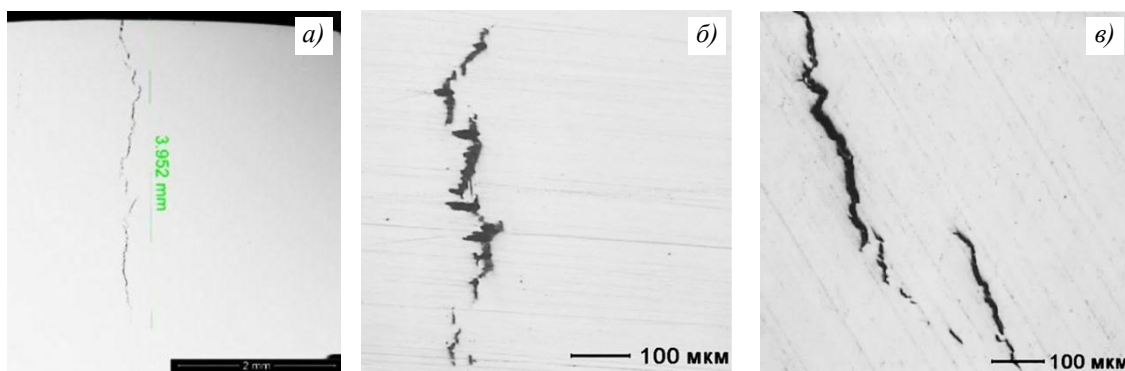


Рис. 11. Трещины в продольном (а, б) и поперечном (в) сечениях

Поверхность этих трещин окислена, что подтверждается данными электронно-зондового микроанализа. В спектрограммах поверхности трещин отмечены пики кислорода повышенной интенсивности.

В центральной части шлифа присутствуют тонкие трещины протяженностью до 2 мм, поверхность которых не имеет следов окисления. В зоне образования трещин дефектов металлургического происхождения не выявлено.

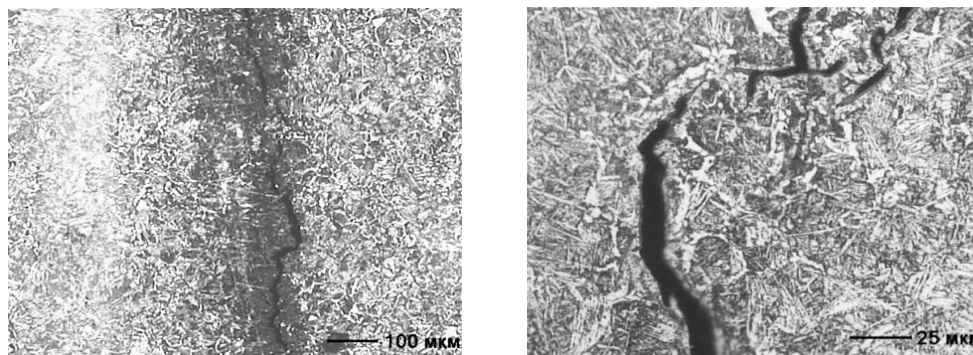


Рис. 12. Микроструктура детали в зоне дефектов после травления

В макро- и микроструктуре продольного сечения наблюдается структурная неоднородность. На шлифах после травления частично выявляется перлитная структура с сеткой феррита по границам зерен, частично – крупноигольчатая структура. Выявленная неоднородность указывает на то, что структура неомогенизирована в процессе термообработки (рис. 12).

Заключения

На основании результатов исследования трех деталей из среднелегированных сталей выявлено, что их химический состав соответствовал требованиям чертежа и нормативной документации.

Установлено, что усталостному разрушению рессоры, изготовленной из стали 30ХГСН2А-ВД, способствовало наличие грубых рисок и обезуглероженного слоя на наружной и внутренней поверхностях.

В ходе исследования дефектов, выявленных в детали «болт откидной», изготовленной из стали 30ХГСА, отмечено снижение твердости. Показано, что отложения магнитного порошка обусловлены наличием сети тонких трещин, образовавшихся в процессе механической обработки детали до нанесения цинкового покрытия. Последующее нанесение покрытия привело к проникновению цинка по сформировавшимся трещинам вглубь материала.

Исследование детали «палец левый», изготовленной из стали 30ХГСА, показало снижение твердости, наличие ликвационной неоднородности, обусловленной некачественной термической обработкой, и трещин, сформировавшихся в ликвационных зонах.

Рекомендовано усиление контроля на этапе термической и механической обработки деталей.

Список источников

1. Специальные стали: в 2 т. 2-е изд., сокр. и перераб. М.: Металлургия, 1966. Т. 1. 741 с.
2. Специальные стали: в 2 т. 2-е изд., сокр. и перераб. М.: Металлургия, 1966. Т. 2. 532 с.
3. Марочник сталей и сплавов. 4-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Ю.Г. Драгунова, А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2014. 491 с.
4. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной К.К. и др. Металловедение: учеб. в 2 т. / под общ. ред. В.С. Золоторевского. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. Т. 1. 496 с.
5. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной К.К. и др. Металловедение: учеб. в 2 т. / под общ. ред. В.С. Золоторевского. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. Т. 2. 528 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение: учеб. для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
7. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. В 2 т. М.: Металлургия, 1968. Т. 1. 596 с.
8. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
9. 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.
10. Громов В.И., Якушева Н.А., Востриков А.В., Черкашнев Н.Н. Высокопрочные конструкционные стали для валов газотурбинных двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
11. Леднев И.С. Магнитные методы неразрушающего контроля деталей авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
12. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
13. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: учеб. для вузов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
14. 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.

15. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Многоуровневое масштабное комплексное исследование деформирования металлических материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
16. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
17. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 259 с.
18. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Машиностроение, 1978. 200 с.
19. Машиностроение: энциклопедия в 40 т. М.: Машиностроение, 2010. Т. II-1: Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов / под общ. ред. Е.И. Мамаевой. 852 с.

References

1. *Special Steels*: in 2 vols. 2nd ed., add. and rev. Moscow: Metallurgiya, 1966, vol. 1, 741 p.
2. *Special Steels*: in 2 vols. 2nd ed., add. and rev. Moscow: Metallurgiya, 1966, vol. 2, 532 p.
3. *Brand Book of Steels and Alloys*. 4th ed., rev. and add. Ed. Yu.G. Dragunov, A.S. Zubchenko. Moscow: Mashinostroenie, 2014, 491 p.
4. Novikov I.I., Zolotarevsky V.S., Portnoy K.K. et al. *Metal Science*: textbook in 2 vols. Ed. V.S. Zolotarevsky. Moscow: MISiS Publ. House, 2009, vol. 1, 496 p.
5. Novikov I.I., Zolotarevsky V.S., Portnoy K.K. et al. *Metallurgy*: textbook in 2 vols. Ed. V.S. Zolotarevsky. Moscow: MISiS Publ. House, 2009, vol. 2, 528 p.
6. Gulyaev A.P. *Metallurgy*: textbook for univ., 6th ed., rev. and add. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p.
7. Bernstein M.L. *Thermo-mechanical processing of metals and alloys*: in 2 vols. Moscow: Metallurgiya, 1968, vol. 1, 596 p.
8. Kablov E.N. The key problem is materials. *Trends and guidelines for innovative development in Russia*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.
9. 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.
10. Gromov V.I., Yakusheva N.A., Vostrikov A.V., Cherkashneva N.N. High strength structural steels for gas-turbine engine shafts (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
11. Lednev I.S. Magnetic methods of non-destructive testing of aircraft parts. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
12. Erasov V.S., Oreshko E.I. Tests for fatigue of metal materials (review). Part 2. Analysis of the Basquin–Manson–Coffin equation. Methods of testing and processing of results. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
13. Zolotarevsky V.S. *Mechanical properties of metals*: textbook for univ. 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1983, 352 p.
14. 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.
15. Erasov V.S., Oreshko E.I., Lutsenko A.N. Multilevel large-scale complex research of deformation of metal materials. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.

16. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
17. Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar L.V. *Fractal diagnostics of fracture of metallic materials and structures*. Moscow: MISiS, 2007, 259 p.
18. Gordeeva T.A., Zhegina I.P. *Analysis of fractures in assessing the reliability of materials*. Moscow: Mashinostroenie, 1978, 200 p.
19. *Mechanical engineering: encyclopedia in 40 vols*. Moscow: Mashinostroenie, 2010, vol. II-1: Physical and mechanical properties. Testing of metallic materials. Ed. E.I. Mamaeva, 852 p.

Информация об авторах

Морозова Лариса Владимировна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Григоренко Валентина Борисовна, ведущий инженер, к.т.н., ПК «Салют» АО «ОДК», info@uecrus.com

Терехин Андрей Михайлович, начальник центральной заводской лаборатории, к.т.н., ПК «Салют» АО «ОДК», info@uecrus.com

Information about the authors

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

Valentina B. Grigorenko, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), PC «Salut» of JSC «United engine corporation», info@uecrus.com

Andrey M. Terekhin, Head of the central factory laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), PC «Salut» of JSC «United engine corporation», info@uecrus.com

Статья поступила в редакцию 18.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.08.2025.

The article was submitted 18.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 18.08.2025.

Научная статья

УДК 669.715:669.018.62

DOI: DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-40-51

ОПЫТ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПРЕССОВАННЫХ И КОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВА SAS1 В УСЛОВИЯХ НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ» – ВИАМ

Ю.Н. Нефедова¹, А.Е. Кожекин¹, А.В. Скугорев¹, А.А. Селиванов¹

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

Аннотация. Представлены результаты разработки технологии изготовления прессованных и кованых полуфабрикатов из труднодеформируемого алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni марки SAS1 для изделий ракетно-космической техники. С учетом возможностей оборудования НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ отработана технология изготовления прессованных и кованых полуфабрикатов диаметром до 50 мм. Изготовленные прессованные полуфабрикаты обладают следующим уровнем физико-механических свойств: $d = 2,7 \text{ г/см}^3$, $\sigma_s = 325\text{--}335 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 210\text{--}230 \text{ МПа}$, $\delta_5 = 1,6\text{--}2,1 \%$, $\alpha \leq 14,4 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$.

Ключевые слова: алюминиевый сплав системы Al–Si–Ni, брикеты, прессованные полуфабрикаты, поковки, структура, физические и механические свойства

Для цитирования: Нефедова Ю.Н., Кожекин А.Е., Скугорев А.В., Селиванов А.А. Опыт изготовления прессованных и кованых полуфабрикатов из сплава SAS1 в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-40-51.

Scientific article

EXPERIENCE IN MANUFACTURING OF PRESSED AND FORGED SEMI-FINISHED PRODUCTS FROM THE ALLOY SAS1 UNDER CONDITIONS OF NATIONAL RESEARCH CENTER «KURCHATOV INSTITUTE» – VIAM

Yu.N. Nefedova¹, A.E. Kozhekin¹, A.V. Skugorev¹, A.A. Selivanov¹

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

Abstract. The results of developing a technology for manufacturing of pressed and forged semi-finished products from a hard-to-deform aluminum alloy of the Al–Si–Ni system, grade SAS1 for rocket and space technology products are presented. Taking into account the capabilities of the equipment of the National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM, a technology has been developed for the production of pressed semi-finished products and forgings with a diameter of up to 50 mm. The manufactured pressed semi-finished products have the following level of physical and mechanical properties: $d = 2,7 \text{ g/cm}^3$, $\sigma_s = 325\text{--}335 \text{ MPa}$, $\sigma_{0,2} = 210\text{--}230 \text{ MPa}$, $\delta_5 = 1,6\text{--}2,1 \%$, $\alpha \leq 14,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Keywords: aluminum alloy of the Al–Si–Ni system, briquettes, pressed semi-finished products, forgings, structure, physical and mechanical properties

For citation: Nefedova Yu.N., Kozhekin A.E., Skugorev A.V., Selivanov A.A. Experience in manufacturing of pressed and forged semi-finished products from the alloy SAS1 under condition of National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-40-51.

Введение

Для совершенствования ракетно-космической техники необходима разработка новых материалов с особыми свойствами, которые получают с применением современных технологических процессов производства [1–5]. Потребность в таких материалах обусловлена задачами улучшения качества изделий, расширения температурного диапазона работы материалов, защиты объектов техники от воздействия дестабилизирующих факторов при эксплуатации и т. д.

Отдельного внимания требуют алюминиевые порошковые сплавы с низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) и высоким сопротивлением микродеформациям для прецизионных приборов ориентации и навигации космических объектов. Это связано с тем, что процент ошибки при установлении координат навигационных источников из-за неустойчивости габаритов деталей из данных материалов достигает 20–50 % суммарной ошибки прибора.

Приватизация и коммерциализация отраслей промышленности в конце XX в. привели к упадку промышленного производства изделий из сплава САС1 из-за малого спроса. Но так как в прошлые годы элементная база систем космической ориентации и навигации деталей ракетно-космической техники безотлагательно нуждалась в использовании материалов с повышенной размерной стабильностью, вновь появилась необходимость в сплаве САС1.

В ракетно-космическом приборостроении применяют изделия, которые могут быть изготовлены только из прессованных и штампованных заготовок. Но на данный момент в РФ по ряду причин из сплава САС1 такие полуфабрикаты не производят, изготавливают только заготовки в виде брикетов, получаемых компактированием после вакуумирования в сварных капсулах из алюминиевых сплавов. По этой причине разработка технологических процессов изготовления прессованных и кованных заготовок из сплава САС1 представляет практический интерес [6].

Цель работы – разработка технологии изготовления прессованных и кованных полуфабрикатов из алюминиевого сплава марки САС1.

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

Материалы и методы

Материалом для исследования служили прессованные полуфабрикаты Ø35, 40 и 50 мм из спеченного алюминиевого сплава марки САС1.

Исходным материалом для изготовления брикетов являлся алюминиевый порошковый сплав САС1. Химический состав порошка определяли методом атомно-эмиссионного анализа с индуктивно связанной плазмой в соответствии с ГОСТ 11739.1–11739.24–99. Химический состав порошка соответствовал требованиям ТУ 48-0107-42–80.

Брикетирование порошка проводили на гидравлическом прессе с усилием 4900 кН. Нагрев порошка при брикетировании осуществляли в муфельной печи. После брикетирования определяли механические характеристики изготовленных брикетов согласно ГОСТ 1497–2023.

Плотность брикетов и прессованных прутков определяли методом гидростатического взвешивания согласно ГОСТ 20018–74.

Структуру полуфабрикатов исследовали методом световой оптической микроскопии в соответствии с ММ 1.2.028–2024, ММ 1.2.085–2008 и МР 21-31–85.

Количественный металлографический анализ проводили в соответствии с ММ 1.595-17-321–2007 с применением стереомикроскопа и специализированного программного обеспечения.

Температурный коэффициент линейного расширения измеряли в диапазоне температур от 20 до 300 °С в соответствии с МИ 1.2.023–2011.

Осадку брикетов проводили на гидравлическом прессе с усилием 9810 кН.

Механические свойства прессованных прутков при растяжении определяли при комнатной температуре на пропорциональных цилиндрических образцах по ГОСТ 1497–2023.

Все исследования проводили на аттестованном оборудовании по действующим стандартам Российской Федерации.

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

Результаты и обсуждение

Быстрозакристаллизованный порошковый алюминиевый сплав САС1 – это заэвтектический силумин, содержащий хрупкие первичные кристаллы кремния, что определяет его низкую технологическую пластичность (способность без разрушения изменять форму и размеры под действием внешнего усилия). Максимальное относительное удлинение таких сплавов вплоть до температуры солидус не превышает 2–3 % и реализуется в узком диапазоне температур [7–15], что затрудняет их обработку давлением, предопределяет низкую пластичность и ограничивает возможность получения деформированных полуфабрикатов при его обработке давлением [16–24].

Технология изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава САС1 включала следующие основные технологические операции: компактирование порошка с получением брикетов, прессование брикетов, осадка прессованных заготовок для изготовления поковок.

Для оценки качества исходного порошка проведен входной контроль, включающий определение химического состава (табл. 1) и исследование микроструктуры порошка (рис. 1).

Таблица 1

Химический состав порошка из сплава САС1 (ОСТ 1 90048–90)

Материал	Содержание элементов, % (по массе)			
	Al	Fe	Ni	Si
САС1	61,2	0,25	6,98	29,2
В соответствии с ТУ 48-0107-42–80	Основа	≤0,6	5,0–7,0	25,0–30,0

Исследование микроструктуры показало, что порошок из сплава САС1 состоит из шаровидных частиц, содержащих кристаллы первичного кремния неправильной формы, близкие к равноосным (размером 1–2 мкм на периферии и 2–6 мкм в центре) (рис. 1).

Одна из важнейших проблем при компактировании порошков – процесс схватывания [6], в результате которого происходят дробление оксидных плен участков алюминиевой матрицы и их последующее упрочнение в результате диффузионных процессов.

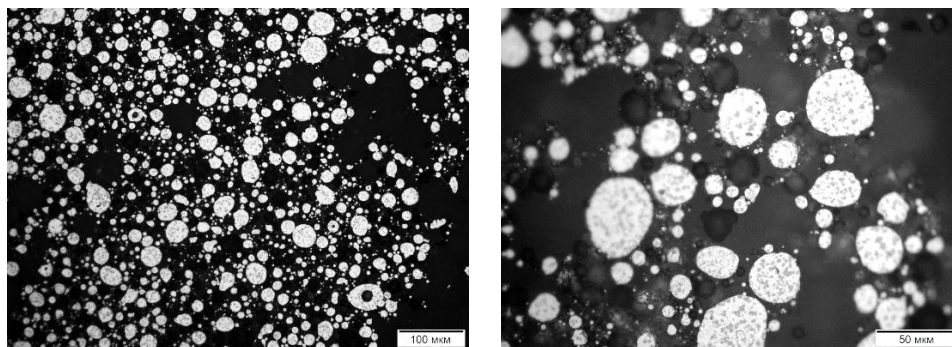


Рис. 1. Микроструктура частиц порошка из алюминиевого сплава САС1

Основополагающими требованиями к технологии компактирования являются:

- предотвращение образования грубых оксидных плен на поверхности частиц;
- обеспечение значительной пластической деформации для разрушения оксидных плен, образования ювенильных поверхностей в зоне контакта и их сближения на расстояния, близкие к межатомным.

Первое требование обеспечивается при получении порошков. Выполнение второго требования затруднено технологическими особенностями, так как при компактировании заготовок пластическая деформация ограничена свободным объемом в засыпке.

Для обеспечения приемлемого схватывания увеличивают время компактирования и температуру, учитывая ограничения по температуре солидус сплава (549 °С).

В интервале температур 100–300 °С α_{Al} -твердый раствор наиболее сильно пересыщен кремнием. При технологических нагревах это приводит к выделению кремния из твердого раствора на границах крупных частиц первичного кремния. Данный процесс может осуществляться до полного растворения частиц кремния в эвтектических колониях. Первичные кристаллы при этом теряют гранную форму поверхности и постепенно принимают глобулярную форму, т. е. осуществляется сфероидизация первичных кристаллов [6]. Таким образом, в сформированной матричной структуре отсутствуют эвтектические колонии, при этом матрицу образует алюминиевый твердый раствор с распределенными в нем кристаллами кремния (рис. 2).

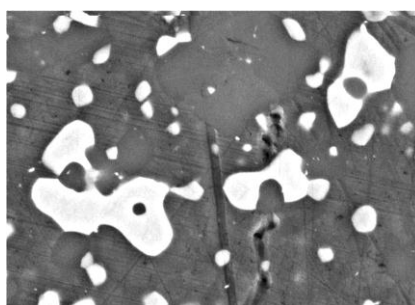


Рис. 2. Микроструктура порошка из сплава САС1 после отжига со ступенчатым нагревом [6]

Получившиеся кристаллы различаются по размерам, форма некоторых становится глобулярной. Таким образом, происходит формирование наиболее подходящей структуры для деформирования. Это объясняется пластичностью α_{Al} -фазы и тем, что длина свободного пробега дислокаций при деформации до очередной частицы хрупкого кремния на несколько порядков больше, чем в структуре, где вся α_{Al} -фаза связана в эвтектических колониях в тонкие пластины [6].

Выбрано два экспериментальных режима компактирования:

- двухступенчатый нагрев до температуры 200 °С с выдержкой 1 ч и до температуры 520 °С с выдержкой 3 ч;
- одноступенчатый нагрев до температуры 520 °С с выдержкой 4 ч.

Процесс изготовления брикетов из сплава САС1 включает следующие этапы:

- холодное компактирование;
- горячее компактирование;
- обточка брикетов, удаление алюминиевой фольги.

Последовательность операций холодного и горячего компактирования представлена на рис. 3.



Рис. 3. Технологический процесс компактирования заготовок из сплава САС1

По выбранным режимам с учетом возможностей оборудования НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ изготовлены брикеты из сплава САС1 габаритами Ø95×105 мм, определены их плотность, механические свойства и исследована микроструктура.

Результаты определения механических свойств и плотности брикетов представлены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства и плотность брикетов из сплава САС1

Вид заголовки	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Плотность, г/см ³
Брикет из сплава САС1, изготовленный по режиму: одноступенчатому двухступенчатому	325–335 330–340	220–230 240–250	1,1–1,2 1,0–1,2	2,7
Брикет Ø320 мм (ТУ 1-4-055–79)	≥196,2	–	≥0,5	–

Таким образом, результаты определения механических свойств показали, что брикеты из сплава САС1 обладают достаточно высоким уровнем механических свойств, что свидетельствует о хорошем качестве исходного материала и правильно подобранной технологии компактирования.

Результаты исследования микроструктуры брикетов из сплава САС1 приведены на рис. 4.

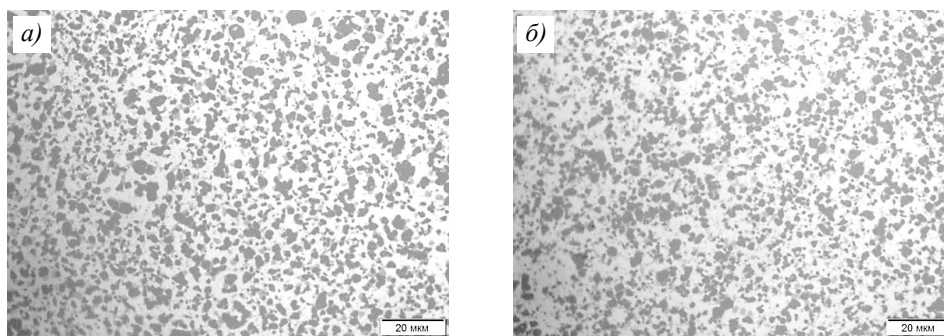


Рис. 4. Микроструктура брикетов из сплава SAC1, изготовленных с применением двухступенчатого (а) и одноступенчатого (б) нагрева

Микроструктура брикетов из сплава SAC1 имеет следующие особенности. Светлая часть представляет собой α_{Al} -твердый раствор, кремний и никель в ней отсутствуют. Темная часть представляет собой типичную структуру заэвтекктического силумина. От структуры порошков сплава SAC1 она отличается тем, что в ней отсутствуют пластинчатые кристаллы эвтекктического кремния и грубые первичные кристаллы полиэдрической и дендритной формы [6].

Установлено, что применение режима двухступенчатого нагрева не повлияло на микроструктуру брикетов из сплава SAC1. Нагревания при компактировании, не изменяя состава фаз, влияют на их морфологию. Структура, сохраняя наследственность литой, стремится к более равновесной. Кристаллы первичного кремния после компактирования увеличиваются, а их форма становится более округлой.

Таким образом, по результатам определения механических свойств, плотности и исследования структуры установлено, что применение двухступенчатого нагрева не влияет на характеристики брикета, в связи с чем в дальнейшем для уменьшения трудоемкости при изготовлении брикетов использовали одноступенчатый режим.

Чтобы оценить возможность изготовления поковок из сплава SAC1 по традиционной технологии, а именно ковкой прессованных прутков, в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ опробована технология изготовления прессованных прутков $\varnothing 30$, 40 и 50 мм.

Из анализа научно-технической литературы установлено, что сплав SAC1 обладает наибольшей технологической пластичностью в диапазоне температур 480–520 °С, в связи с чем выбрана температура нагрева брикетов перед прессованием 520 °С [6].

Перед прессованием контейнер нагревали при температуре 450 °С с выдержкой 6 ч. Скорость прессования составила 10 мм/с, температура нагрева заготовок (брикетов) 520 °С, выдержка 4 ч [6]. В результате изготовлены прессованные прутки $\varnothing 30$, 40 и 50 мм из сплава SAC1 (рис. 5).

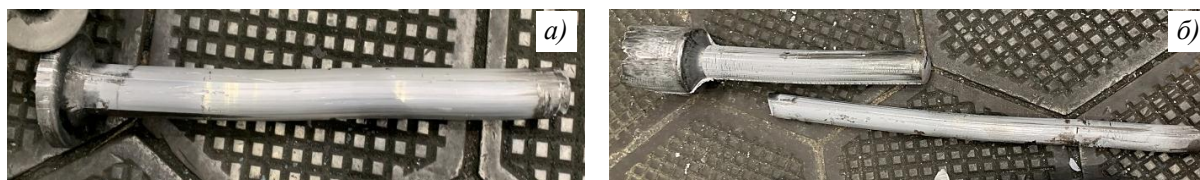


Рис. 5. Прессованные прутки из сплава SAC1 диаметром 40 (а), 35 и 50 мм (б)

Определены механические свойства полученных прутков (табл. 3).

Исследование механических свойств прутков показало, что в результате проведенных нагревов и деформации при прессовании уровень прочностных свойств прутков уменьшился по сравнению с показателями брикетов, а пластичность увеличилась.

Зависимость уровня механических свойств от величины коэффициента вытяжки не обнаружена. Механические свойства прутков соответствуют требованиям технических условий, что указывает на высокое качество полученных прессованных полуфабрикатов.

Таблица 3

**Механические свойства прутков из сплава САС1
(направление вырезки образца продольное)**

Диаметр прутка из сплава САС1, мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Коэффициент вытяжки при прессовании
35	325–335	210–215	1,7–1,9	7,4
40	330–335	215–220	1,9–2,1	5,6
50		220–230	1,6–1,7	3,6
90–180 (ТУ 1-804308–92)	$\geq 254,8$	–	$\geq 1,0$	–
Типичные свойства [25]	245	152	1,0	

Определен температурный коэффициент линейного расширения при температурах 20–300 °С, который составил $(13,9–14,4) \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Полученное значение меньше справочных данных, что объясняется содержанием Si в составе исходного порошка на верхней границе допустимого интервала (29,2 %).

Плотность прессованных прутков составила 2,7 г/см³.

Исследованы макро- и микроструктуры прессованных прутков (рис. 6 и 7).

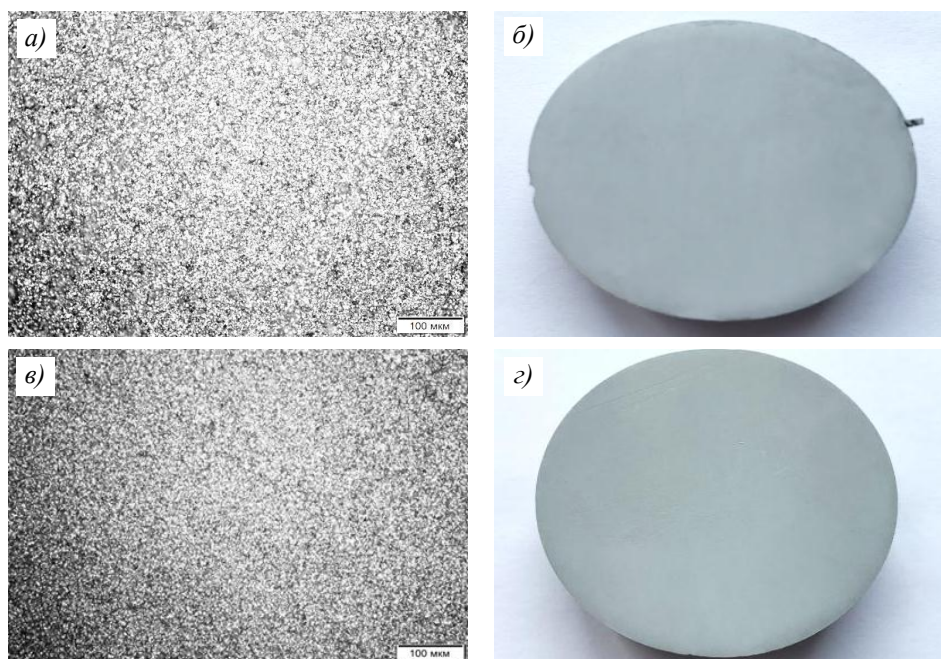


Рис. 6. Макроструктура прутков диаметром 35 (а, б) и 40 мм (в, г) из сплава САС1

После изготовления прессованные прутки порезаны на заготовки размерами $\varnothing 35,6 \times 89,5$, $\varnothing 40,6 \times 99,7$ и $\varnothing 50 \times 89,8$ мм для проведения испытаний на осадку.

Для определения максимально допустимой степени деформации образец размером $\varnothing 40,6 \times 99,7$ мм осаживается до разрушения (рис. 8). При осадке образец прессованного прутка может выдержать деформации до 50 %.

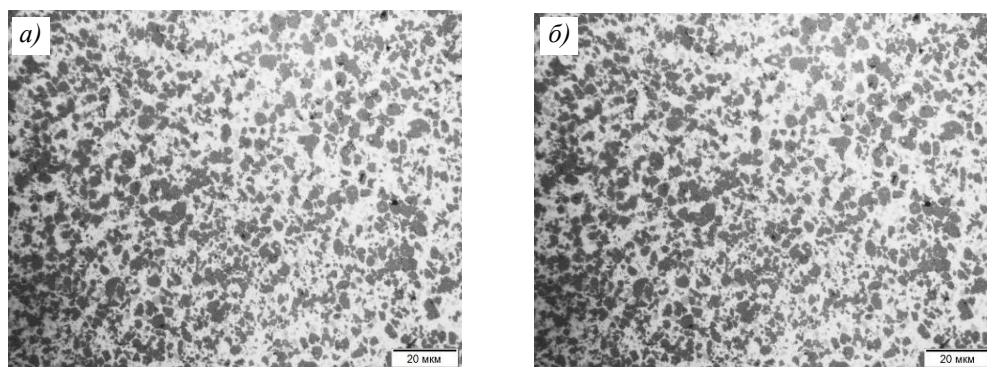


Рис. 7. Микроструктура прутков диаметром 35 (а) и 40 мм (б) из сплава SAC1



Рис. 8. Осаженный до разрушения образец из сплава SAC1

Нагретые заготовки размерами $\varnothing 35,6 \times 89,5$ и $\varnothing 50 \times 89,8$ мм из прутков из сплава SAC1 осаживали в три этапа. Общая степень деформации составила 55 %.

Технологическая схема изготовления поковок из сплава SAC1 осадкой из прессованных прутков представлена на рис. 9. Получены поковки размерами $\varnothing 50 \times 40$ и $\varnothing 46 \times 40$ мм.



Рис. 9. Технологическая схема изготовления поковок из сплава SAC1 осадкой из прутков

В результате проведенной работы изготовлены прессованные прутки диаметром до 50 мм и поковки диаметром до 50 мм из сплава SAC1 с использованием технологического оборудования, имеющегося в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. При наличии оборудования, позволяющего изготавливать прутки диаметром >50 мм, технологию возможно распространить и на изготовление полуфабрикатов большей номенклатуры.

Заключения

Представлены результаты разработки технологии изготовления прессованных и кованных полуфабрикатов диаметром до 50 мм из труднодеформируемого алюминиевого сплава САС1. Показаны последовательность и этапы технологических операций их изготовления.

Выбраны режимы компактирования брикетов из алюминиевого сплава САС1, в соответствии с которыми изготовлены брикеты габаритами $\varnothing 95 \times 105$ мм. Определены химический состав, плотность, механические свойства и исследованы структуры полученных брикетов. По результатам исследований установлено, что применение двухступенчатого нагрева не оказывает существенного влияния на характеристики брикета, в связи с чем применялся одноступенчатый режим нагрева заготовок.

Отработана технология изготовления прессованных прутков из сплава САС1. Изготовлены прутки $\varnothing 35$, 40 и 50 мм. Определены механические свойства и исследована структура прутков. В структуре прутков из сплава САС1 обнаружены скоагулированные кристаллы Si, которые имеют более направленное расположение по сравнению со структурой брикетов, что объясняется воздействием нагревов и деформацией материала. Определены механические свойства прессованных прутков в продольном направлении: $\sigma_b = 325\text{--}335$ МПа, $\sigma_{0,2} = 210\text{--}230$ МПа, $\delta_5 = 1,6\text{--}2,1$ %.

Оценена возможность изготовления прессованных прутков и поковок диаметром до 50 мм из сплава САС1 с использованием технологического оборудования, имеющегося в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды к 100-летию со дня рождения / под общ. ред. академика РАН Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2013. 291 с.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Каблов Е.Н. Основные итоги и направления развития материалов для перспективной авиационной техники // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С. 20–26.
4. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 5. С. 7–27.
5. Каблов Е.Н. Материалы – основа любого дела // Деловая слава России. 2013. № 2. С. 4–9.
6. Васенев В.В. Разработка композиционного материала на основе системы Al–Si–Ni с низким значением ТКЛР и технологии получения полуфабрикатов для изделий ракетно-космической техники: дисс. ... канд. техн. наук. М., 2017. С. 60.
7. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995. 341 с.
8. Елагин В.И., Шмаков Ю.В. Гранулируемые алюминиевые сплавы и перспективы их развития. М.: Физмат, 2006. С. 140–154.
9. Бурковская Н.П., Бобровский А.П., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Сфероидизация порошковых композиций на основе тугоплавких металлов (обзор). Часть 1 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-128-138.
10. Бурковская Н.П., Бобровский А.П., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Сфероидизация порошковых композиций на основе тугоплавких металлов (обзор). Часть 2 // Труды ВИАМ. 2023. № 2 (120). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-101-112.

11. Елагин В.И. Перспективные гранулируемые алюминиевые сплавы // *Металлургия гранул алюминиевых сплавов*. 1983. Вып. 2. С. 3–84.
12. Бондарев Б.И., Напалков В.И., Тарарышкин В.И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов. М.: *Металлургия*, 1979. 214 с.
13. Кузнецов А.О., Шадаев Д.А., Конкевич В.Ю. и др. Модифицирование силуминов – разные подходы для одной системы легирования // *Технология легких сплавов*. 2014. № 4. С. 75–81.
14. Васенев В.В., Осинцев О.Е., Мироненко В.Н. и др. Разработка технологии получения штампованных деталей из сплава САС1-50 для авиакосмических навигационных приборов и проведение сравнительных испытаний моделей платформы из сплавов САС1-50 и АМг6 // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2016. № 12. С. 33–40.
15. Имамединов Э.Ш., Валуева М.И. Композиционные материалы для поршневых двигателей (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
16. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
17. Осинцев О.Е., Бецофен С.Я., Васенев В.В. и др. Исследование влияния кинетических и термодинамических факторов на структуру, свойства и особенности технологии получения деформированных полуфабрикатов из быстрозакристаллизованного алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni // *Физика и химия обработки материалов*. 2016. № 3. С. 57–64.
18. Осинцев О.Е., Васенев В.В., Мироненко В.Н. и др. Разработка режимов дегазации порошков и порошковых композиций сплавов системы Al–Si–Ni и получение из них брикетов и деформированных полуфабрикатов // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2016. № 7. С. 29–36.
19. Мироненко В.Н., Никонов К.И., Бутрим В.Н. и др. Разрушение порошковых композитов Al–Si // *Деформация и разрушение материалов*. 2009. № 6. С. 36–39.
20. Васенев В.В., Мироненко В.Н., Бутрим В.Н. и др. Разработка технологии получения прессованных полуфабрикатов и штамповок из алюминиевого сплава САС1-50 и изучение их структуры и физико-механических свойств // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2015. № 9. С. 41–47.
21. Васенев В.В., Квитка Е.В., Мироненко В.Н. и др. Соппротивление микропластической деформации порошковых композиционных материалов системы Al–Si // *Деформация и разрушение материалов*. 2008. № 8. С. 41–44.
22. Мироненко В.Н., Васенев В.В., Петрович С.Ю., Мышляев И.В. Структура и свойства компактных заготовок и прутков из сплава САС1 // *Цветные металлы*. 2018. Т. 4. С. 86.
23. Vasenev V.V., Mironenko V.N., Butrim V.N. et al. Development of the aluminium powder composite based on the Al–Si–Ni system and technology of billet fabrication of this composite // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2018. Vol. 59. Is. 6. P. 677–684.
24. Мироненко В.Н., Васенев В.В., Ведерникова М.И. и др. Структура и механизм деформации штамповок заэвтектических силуминов // *Физика и химия обработки материалов*. 2017. № 5. С. 78–87.
25. *Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2008. Т. 4: Алюминиевые и бериллиевые сплавы, ч. 1: Деформируемые алюминиевые сплавы, кн. 2. С. 154–155.*

References

1. Fridlyander I.N. *Creation, research and application of aluminum alloys. Selected works for the 100th anniversary of his birth*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: Nauka, 2013, 291 p.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

3. Kablov E.N. Main results and directions of development of materials for advanced aviation equipment. *75 years. Aviation materials*. Moscow: VIAM, 2007, pp. 20–26.
4. Kablov E.N. Materials for aerospace equipment. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 5, pp. 7–27.
5. Kablov E.N. Materials are the basis of any business. *Delovaya slava Rossii*, 2013, no. 2, pp. 4–9.
6. Vasenev V.V. *Development of a composite material based on the Al–Si–Ni system with a low TCLE value and technology for obtaining semi-finished products for rocket and space technology*: thesis. Cand. Sc. (Tech.), 2017, p. 60.
7. Dobatkin V.I., Elagin V.I., Fedorov V.M. *Rapidly crystallized aluminum alloys*. Moscow: VILS, 1995, 341 p.
8. Elagin V.I., Shmakov Yu.V. *Granulated aluminum alloys and prospects for their development*. Moscow: Fizmat, 2006, pp.140–154.
9. Burkovskaya N.P., Bobrovsky A.P., Efimochkin I.Yu., Bolshakova A.N. Spheroidization of powder compositions based on refractory metals (review). Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 13, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-128-138.
10. Burkovskaya N.P., Bobrovsky A.P., Efimochkin I.Yu., Bolshakova A.N. Spheroidization of powder compositions based on refractory metals (review). Part 2. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-101-112.
11. Elagin V.I. Promising granulated aluminum alloys. *Metallurgiya granul alyuminievykh splavov*, 1983, is. 2, pp. 3–84.
12. Bondarev B.I., Napalkov V.I., Tararyshkin V.I. *Modification of deformable aluminum alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1979, 214 p.
13. Kuznetsov A.O., Shadaev D.A., Konkevich V.Yu. et al. Modification of silumins – different approaches for one alloying system. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2014, no. 4, pp. 75–81.
14. Vasenev V.V., Osintsev O.E., Mironenko V.N. et al. Development of technology for producing stamped parts from SAC1-50 alloy for aerospace navigation devices and comparative testing of platform models from SAC1-50 and AMg6 alloys. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2016, no. 12, pp. 33–40.
15. Imametdinov E.S., Valueva M.I. Composites for piston engines (review). *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
16. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr in additive manufacturing (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
17. Osintsev O.E., Betzofen S.Ya., Vasenev V.V. et al. Study of the influence of kinetic and thermodynamic factors on the structure, properties and features of the technology for producing deformed semi-finished products from rapidly crystallized aluminum alloy of the Al–Si–Ni system. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2016, no. 3, pp. 57–64.
18. Osintsev O.E., Vasenev V.V., Mironenko V.N. et al. Development of degassing modes for powders and powder composites of Al–Si–Ni alloys and obtaining briquettes and deformed semi-finished products from them. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2016, no. 7, pp. 29–36.
19. Mironenko V.N., Nikonov K.I., Butrim V.N. et al. Fracture of Al–Si powder composites. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2009, no. 6, pp. 36–39.
20. Vasenev V.V., Mironenko V.N., Butrim V.N. et al. Development of technology for producing pressed semi-finished products and stampings from aluminum alloy SAC1-50 and study of their structure and physical and mechanical properties. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2015, no. 9, pp. 41–47.
21. Vasenev V.V., Kvitka E.V., Mironenko V.N. et al. Resistance to microplastic deformation of powder composite materials of the Al–Si system. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2008, no. 8, pp. 41–44.

22. Mironenko V.N., Vasenev V.V., Petrovich S.Yu., Myshlyaev I.V. Structure and properties of compact blanks and rods made of SAC1 alloy. *Tsvetnye metally*, 2018, vol. 4, p. 86.
23. Vasenev V.V., Mironenko V.N., Butrim V.N. et al. Development of the aluminium powder composite based on the Al–Si–Ni system and technology of billet fabrication of this composite. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2018, vol. 59, is. 6, pp. 677–684.
24. Mironenko V.N., Vasenev V.V., Vedernikova M.I. et al. Structure and mechanism of deformation of hypereutectic silumin stampings. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2017, no. 5, pp. 78–87.
25. *Aviation materials: a reference book in 13 vols.* Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and enlarged. Moscow: VIAM, 2008. vol. 4: Aluminum and beryllium alloys, part 1: Wrought aluminum alloys, book 2, pp. 154–155.

Информация об авторах

Нефедова Юлия Николаевна, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кожекин Андрей Евгеньевич, заместитель начальника лаборатории, к.т.н. НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Скугорев Александр Викторович, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Селиванов Андрей Аркадьевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Yulia N. Nefedova, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey E. Kozhekin, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander V. Skugorev, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 26.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.03.2025.
The article was submitted 26.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 06.03.2025.

Научная статья

УДК 669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-52-67

ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА VAS1 ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ВЕРТОЛЕТНОЙ ТЕХНИКИ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ

И. Бенариев¹, И.Д. Савичев¹, Д.В. Хасиков¹, А.М. Денисов¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований, полученных в ходе освоения высокотехнологичного алюминиевого сплава марки VAS1 для производства деталей вертолетной техники методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Изучено влияние технологических параметров СЛС на качество материала, включая микроструктуру, пористость и шероховатость. Представлены экспериментальные данные по механическим свойствам материала в исходном состоянии и после упрочняющей термической обработки. Опробовано изготовление опытной детали типа кронштейн с допустимыми отклонениями геометрической формы и без критических дефектов.

Ключевые слова: аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, весовая эффективность, топологическая оптимизация, механические свойства, пористость, шероховатость, рентгеновская компьютерная томография

Для цитирования: Бенариев И., Савичев И.Д., Хасиков Д.В., Денисов А.М. Применение высокотехнологичного алюминиевого сплава VAS1 для изготовления деталей вертолетной техники аддитивным методом // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-52-67.

Scientific article

APPLICATION OF HIGH-TECH ALUMINUM ALLOY VAS1 FOR ADDITIVE MANUFACTURING OF HELICOPTER PARTS

I. Benarieb¹, I.D. Savichev¹, D.V. Khasikov¹, A.M. Denisov¹

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 presents the results of research on the development of advanced high-tech aluminum alloy VAS1 for production of helicopter parts by selective laser melting (SLM). The effect of SLM process parameters on material quality, including microstructure, porosity and roughness has been investigated. Experimental data on the mechanical properties of the material in the as-built state and after strengthening heat treatment are presented. A prototype bracket-type part has been successfully fabricated meeting all geometric tolerances and being free from critical defects.

Keywords: additive technologies, selective laser melting, weight efficiency, topology optimization, mechanical properties, porosity, roughness, X-ray computed tomography

For citation: Benarieb I., Savichev I.D., Khasikov D.V., Denisov A.M. Application of high-tech aluminum alloy VAS1 for additive manufacturing of helicopter parts. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-52-67.

Введение

В настоящее время актуальными задачами в вертолетной технике являются снижение массы конструкции, сокращение сроков и трудоемкости производства, что возможно достичь с помощью преимуществ аддитивных технологий. Для аддитивного производства деталей из алюминиевых сплавов на сегодняшний день наиболее подходящей является технология селективного лазерного сплавления (СЛС), которая заключается в выращивании детали на платформе построения (3D-печати) путем последовательного селективного сплавления (синтеза) наложенных друг на друга слоев металлического порошка с использованием высокоэнергетического лазерного излучения. Высокие скорости кристаллизации при СЛС обеспечивают формирование достаточно однородной диспергированной структуры и позволяют избежать нежелательных структурных дефектов, характерных для литья [1–12].

В качестве материала для опробования изготовления типовых деталей сложной конфигурации (кронштейн, качалка, фитинг и др.) предложен разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ высокотехнологичный термически упрочняемый алюминиевый сплав марки ВАС1 на базе системы Al–Si–Mg–Cu [3, 13–19] – первый в России материал на основе алюминия для аддитивных технологий, прошедший общую квалификацию (паспортизацию). Сплав обладает повышенным на 30–40 % уровнем прочности по сравнению с базовыми сплавами типа AlSi7Mg и AlSi10Mg, при этом обеспечиваются высокие скорости печати.

В случае применения сплава ВАС1 для получения деталей вертолетной техники по аддитивной технологии СЛС взамен традиционных технологий (литья, фрезерования) ожидается достижение следующих целевых показателей: снижение массы конструкции до 30 % за счет использования новых способов проектирования (рис. 1), сокращение сроков производства в 1,5 раза, уменьшение трудоемкости изготовления деталей до 20 %, повышение коэффициента использования материала до 50 %.

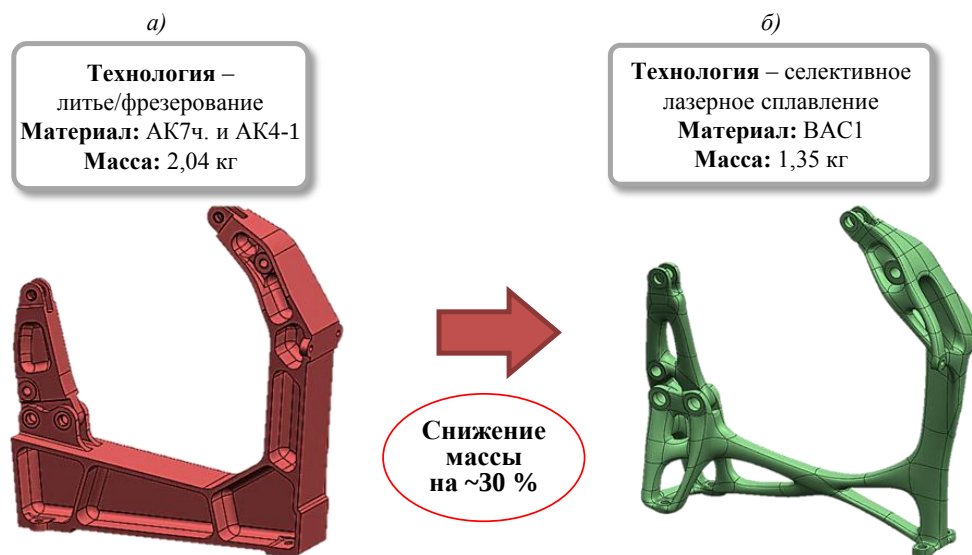


Рис. 1. Сравнение массы деталей, изготовленных по традиционной технологии (а) и по аддитивной СЛС-технологии (после топологической оптимизации) (б)

Качество изделия, формируемого аддитивным методом СЛС, при одинаковых режимах синтеза может существенно зависеть от модели установки для печати. Это обуславливает необходимость корректировки режимов при переходе с одной установки на другую с учетом ее конструктивных и технических особенностей (максимальная мощность лазера, габариты рабочей камеры, температура платформы построения,

система подачи порошка и т. д.). На момент начала работы сплав ВАС1 был освоен на однолазерной установке для СЛС с максимальной мощностью лазера 400 Вт и подогревом платформы построения [13–15]. Для получения требуемой номенклатуры деталей возникла необходимость в адаптации данного материала на новой однолазерной установке, отличающейся, в частности, повышенной максимальной мощностью лазера (500 Вт) и отсутствием функции подогрева платформы построения.

Цель данной работы – исследование качества образцов и опытной детали типа кронштейн из перспективного алюминиевого сплава ВАС1, изготовленных методом СЛС на новой установке.

Материалы и методы

Материал для исследований – экспериментальные образцы, опытная деталь и образцы-свидетели из алюминиевого сплава марки ВАС1, изготовленные методом СЛС на однолазерной установке с максимальной мощностью лазера 500 Вт в защитной атмосфере аргона (без подогрева платформы построения). Исходным сырьем для процесса СЛС служила металлопорошковая композиция (МПК) из данного сплава, полученная в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ из предварительно подготовленных шихтовых заготовок путем газовой атомизации с последующей классификацией и рассевом на целевую фракцию [18, 20].

Основными технологическими параметрами СЛС являются: мощность лазера (P , Вт), скорость сканирования (v , мм/с), межтрековое расстояние (s , мм), толщина насыпного слоя МПК (t , мм), температура платформы построения (T_0 , °С), а также отступ для поверхностных элементов (мм). За обобщающую характеристику основных параметров синтеза принимается удельная плотность энергии лазера (далее – плотность энергии), Дж/мм³: для основного металла – $E = P/(v \cdot s \cdot t)$, для контура – $E = P/(v \cdot s)$. При оценке производительности процесса синтеза учитывается теоретическая скорость печати основного металла (built rate): $BR = v \cdot s \cdot t$ (см³/ч).

Разработка режимов СЛС для производства серийных деталей является комплексным трудоемким процессом, который включает следующие основные этапы [1, 11]:

- отработку режима экспонирования основного металла на образцах типа кубик размером 10×10×10 мм и на тонких пластинках толщиной 1 мм;
- отработку режимов экспонирования поверхностных элементов на специальных образцах;
- отработку режима экспонирования поддерживающих структур;
- опробование изготовления опытной детали на разработанных технологических режимах и оценку их пригодности для получения требуемого качества изделия.

Таким образом, для этой цели составлена экспериментальная сетка режимов и суммарно изготовлено 107 образцов различных размеров и конфигурации (рис. 2). При отработке режима экспонирования основного металла варьировали параметры P , v и s . В соответствии с этим изменялись параметры: E – от 40 до 90 Дж/мм³; BR – от 14 до 40 см³/ч.

Упрочняющую термическую обработку на состояние Т6 (закалка + искусственное старение на максимальную прочность) полученного синтезированного материала проводили по серийному режиму на образцах, подвергнутых механической обработке (образцы типа II по ГОСТ 1497–2023).

Далее на основе разработанных режимов СЛС перпендикулярно платформе построения (направление Z) изготовлены заготовка детали и образцы-свидетели (20 шт.) в виде столбиков размером Ø14×80 мм, которые затем подвергнуты упрочняющей термической обработке (по серийному режиму) без отделения от платформы построения.

Исследование микроструктуры и механических свойств материала проводили с использованием современного сертифицированного оборудования в соответствии с действующими стандартами и методиками РФ.

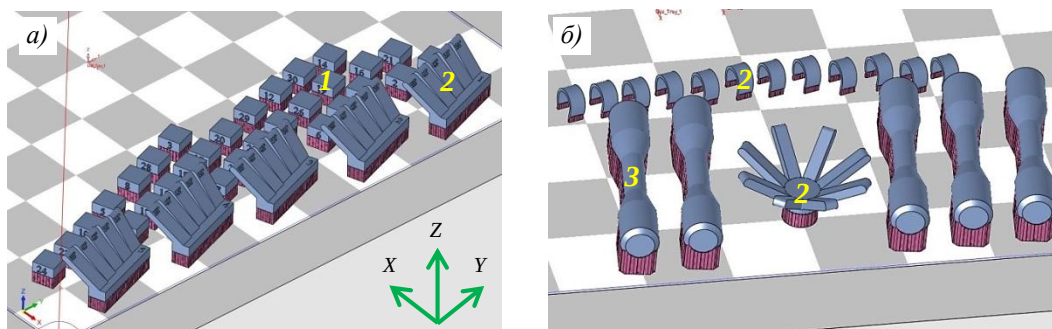


Рис. 2. Примеры экспериментальных образцов (в виде CAD-моделей) для отработки режимов синтеза сплава ВАС1 – основного металла и поддержек (1), поверхностных элементов (2), а также образцы для механических испытаний (3)

Микроструктурный анализ образцов выполнен методом световой микроскопии на металлографическом микроскопе при увеличениях $\times 100$ и $\times 200$. Травление микрошлифов для выявления структурных составляющих осуществляли в растворе Келлера. Объемную долю несплошностей (пористость p , %) определяли на основе количественного анализа изображений нетравленных микрошлифов в автоматическом режиме с помощью специализированного программного обеспечения (ПО). Механические испытания при растяжении проводили на стандартных образцах типа II по ГОСТ 1497–2023. Шероховатость поверхности образцов оценивали на основе визуального осмотра и путем определения параметра R_a по ГОСТ 2789–73 на конфокальном лазерном микроскопе в режиме 3D-сканирования рельефа поверхности.

Отклонение геометрической формы изготовленной опытной детали от геометрической формы CAD-модели измеряли путем бесконтактного сканирования поверхностей на измерительной машине с созданием графической карты отклонений с допуском $\pm 0,5$ мм с использованием специализированного ПО. Рентгенографический контроль внутренних дефектов опытной детали осуществляли методом рентгеновской компьютерной томографии с использованием специализированного ПО, который включал три основных этапа [2]:

- получение набора проекционных изображений объекта;
- реконструкцию, в ходе которой генерируется трехмерная модель объекта и определяются значения ослабления рентгеновского излучения в каждой точке;
- исследование модели объекта.

Результаты и обсуждения

Исследование качества экспериментальных образцов из сплава ВАС1

Основными критическими (недопустимыми) дефектами, возникающими в материале при СЛС, являются трещины, несплавления и крупные поры (размером >150 мкм). Во избежание их образования необходимо проводить рациональный выбор режима синтеза основного металла на основе комплексных исследований, которые включают изучение особенностей формирования структуры материала при синтезе, анализ зависимости пористости от плотности энергии E , исследование свойств и др. [21–27].

Плотность энергии E характеризует величину тепловложения в синтезируемый материал. При недостаточном тепловложении происходит неполное расплавление МПК, что приводит к нарушению стабильности ванны расплава и образованию несплошностей (несплавлений). При избыточном тепловложении в материале значительно

повышается количество крупных газовых пор. Из опыта работы и научно-технических литературных данных известно, что величина E для сплавов типа $AlSi10Mg$ должна находиться в интервале от 40 до 100 Дж/мм³ во избежание образования указанных дефектов [5, 6, 13–15].

На образование тех или иных дефектов влияют особенности формирования ванн расплава, каждая из которых образует после кристаллизации микросварной шов (трек). Поэтому при выборе режима синтеза также учитывается его влияние:

- на размер (глубина, ширина) и форму поперечного сечения трека, в частности на его отклонение от сферичности (отношение глубины ванны к полуширине);
- на стабильность образования ванн расплава и формирование трека, который не должен иметь разрывов по всей длине и значительно менять форму поперечного сечения;
- на взаимное расположение треков, в частности на их перекрытие (часть ширины трека, переплавляемая следующим треком в текущем слое).

На рис. 3 приведены выявленные с помощью световой микроскопии характерные изображения микроструктуры материала в верхних слоях образца. Материал имеет типичную после СЛС «трековую» структуру, сформированную в результате наложения треков при сплавлении МПК под воздействием лазера. Видно, что формирование единичного трека зависит от мощности лазера P и скорости сканирования v при постоянных параметрах s и t . С ростом плотности энергии E увеличивается тепловой поток вглубь материала и, соответственно, продолжительность существования ванны расплава, глубина проплавления металла, а также ширина и перекрытие треков. При этом размер ванны зависит в первую очередь от скорости сканирования v . На треках малых размеров возростала вероятность разрывов.

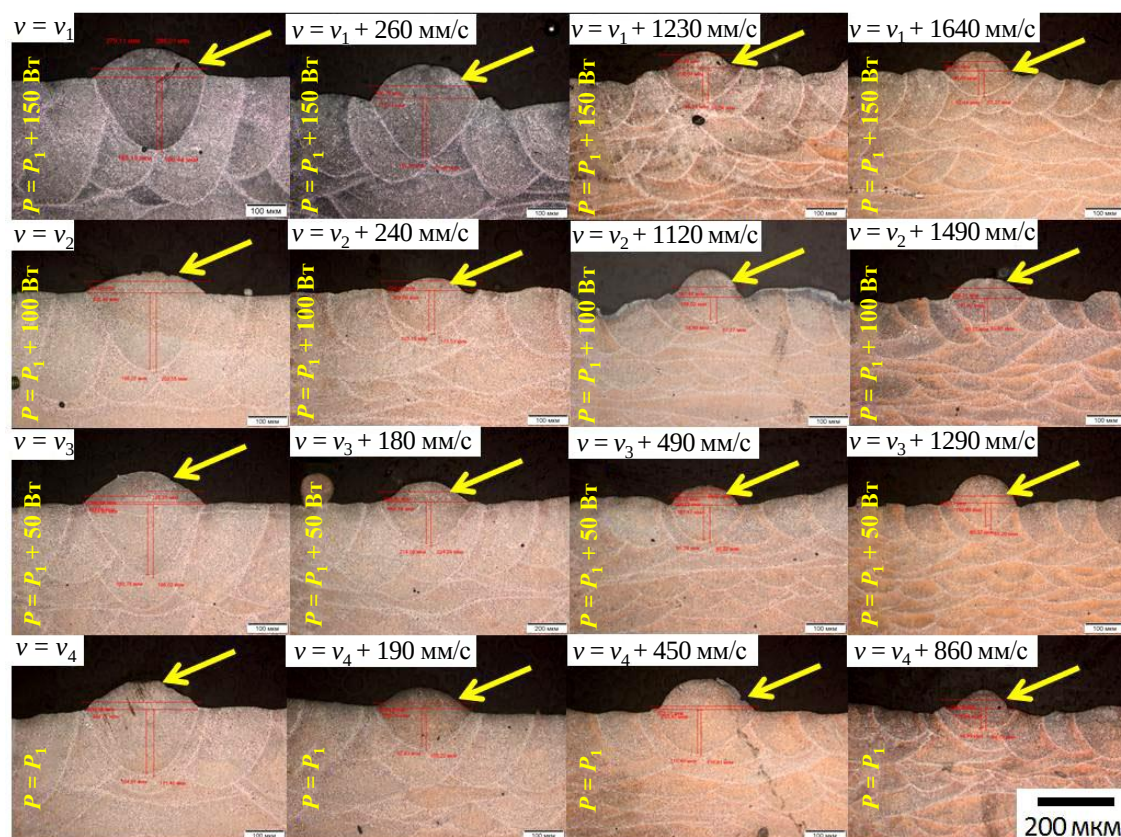


Рис. 3. Влияние режима синтеза (v – скорость сканирования, P – мощность лазера) на формирование единичного трека при селективном лазерном сплавлении в экспериментальных образцах из сплава BAC1 (стрелками указано расположение единичных треков)

Проведенное исследование определяет широкое «энергетическое окно» допустимых режимов экспонирования основного металла ($E = 55 \div 80$ Дж/мм³). При этом для всех рассмотренных режимов трещины и несплавления в структуре полностью отсутствуют, что свидетельствует о высокой технологичности сплава при СЛС (рис. 4). Основным дефектом являются крупные поры округлой формы различных размеров при повышенных значениях E (рис. 4, б). Таким образом, разработан высокопроизводительный режим печати ($BR = 36$ см³/ч), обеспечивающий получение качественного материала и используемый в дальнейшем в качестве режима экспонирования основного металла.

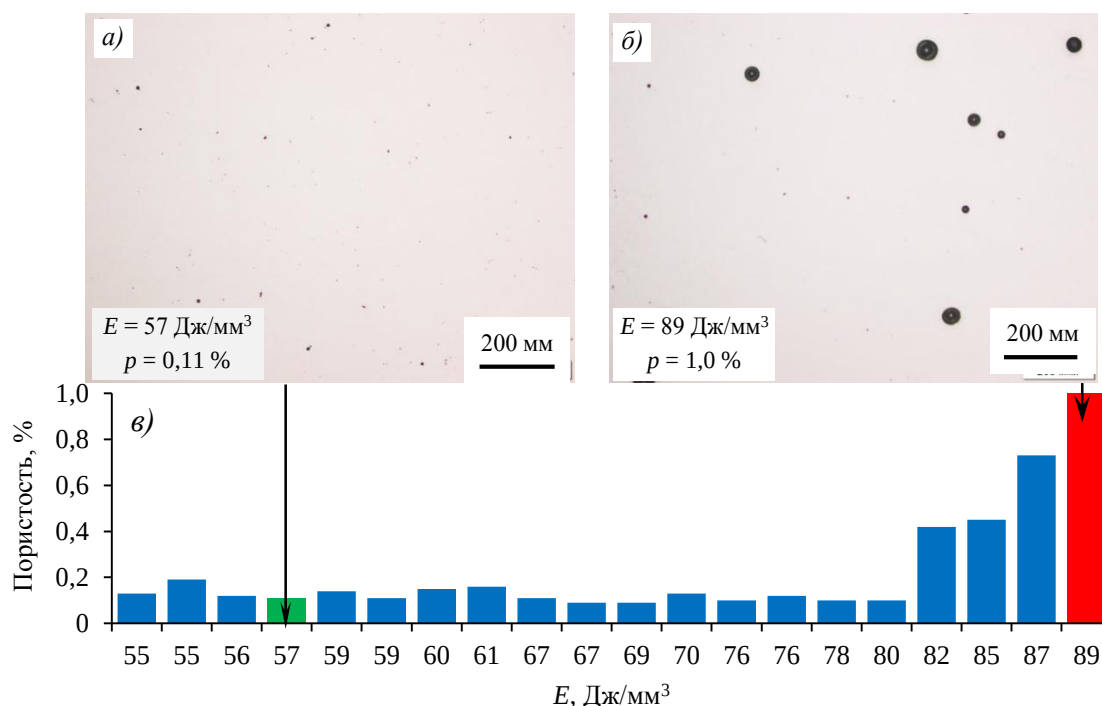


Рис. 4. Влияние режима синтеза на пористость синтезированного сплава BAC1: а, б – изображения микроструктуры; в – влияние плотности энергии E на величину пористости p

Установлено, что синтезированный материал в исходном состоянии имеет достаточно высокий уровень прочности (σ_b – до 560 МПа) (рис. 5, а, табл. 1) при относительно хорошей пластичности (по сравнению с отливками), что указывает на высокое качество полученного материала. Высокая прочность сплава обусловлена получением благоприятной структуры после высокоскоростной кристаллизации при СЛС, что позволяет повысить эффективность действия ряда механизмов упрочнения [17]. Наблюдается относительно широкий диапазон значений свойств в исходном состоянии, что, как правило, типично для материала после СЛС. Выявлена тенденция к более низким значениям предела текучести и относительного удлинения в направлении Z по сравнению с направлением XY (анизотропия): $\sigma_{0,2}$ в среднем меньше на 11 %, а δ – на 20 %.

Детали, полученные методом СЛС, для ответственного применения необходимо подвергать стабилизирующей термической обработке, обеспечивающей устранение высокого уровня остаточных напряжений в результате синтеза, а также способствующей повышению пластичности материала и снижению анизотропии свойств. Однако высокотемпературное термическое воздействие на синтезированный материал из данного типа сплава приводит к его значительному разупрочнению. Тем не менее для термически упрочняемого сплава BAC1 это возможно нивелировать за счет использования эффекта

упрочнения по механизму дисперсионного твердения, реализуемого в случае применения закалки и искусственного старения на состояние Т6. Установлено, что после такой термообработки сплав обеспечивает требуемый уровень механических характеристик ($\sigma_B \geq 385$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 315$ МПа, $\delta \geq 5,8$ %), при этом практически устраняется анизотропия по прочности (рис. 5, б, табл. 1) и повышается термическая стабильность материала.

Следует отметить незначительное увеличение пористости в синтезированном материале во время термической обработки, что, по-видимому, обусловлено выделением газообразного водорода в результате высокотемпературного нагрева под закалку.

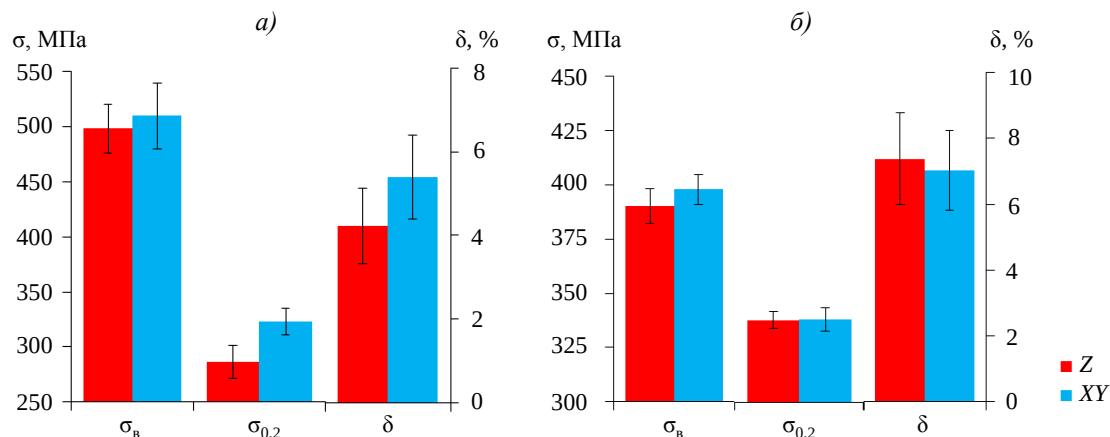


Рис. 5. Механические свойства экспериментальных образцов из синтезированного сплава BAC1 ($E = 57$ Дж/мм³) в исходном состоянии (а) и после закалки + искусственного старения (б)

Таблица 1

**Механические свойства и пористость (средние значения)
экспериментальных образцов из синтезированного сплава BAC1
в зависимости от состояния материала и направления выращивания**

Состояние материала	Направление выращивания	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	Пористость, %
		МПа			
В исходном состоянии	Z	500	285	4,2	0,19
	XY	510	325	5,4	
Закалка + искусственное старение (Т6)	Z	390	325	7,4	0,43
	XY	400	325	7,0	

Технологию СЛС, как правило, применяют для изготовления деталей со сложной геометрической формой поверхности, к которой предъявляются высокие требования по шероховатости. Шероховатость поверхности заготовки детали после СЛС может быть относительно высокой вследствие особенностей ее формирования в процессе послойного синтеза и налипания окружающего нерасплавленного порошка. Это приводит к дополнительным затратам при механической обработке для получения требуемого качества поверхности. Кроме того, в результате синтеза у поверхности заготовок, как правило, формируется область повышенной (приконтурной) пористости (рис. 6, б), что может оказывать негативное влияние как на усталостные характеристики, так и на коррозионную стойкость материала.

В связи с этим обеспечение минимальных значений шероховатости поверхности и приконтурной пористости – важнейшая задача при разработке технологии СЛС для серийных деталей. Для ее решения проводится отработка технологических параметров синтеза различных поверхностных элементов, что является достаточно трудоемким процессом [1, 11].

Шероховатость определяется размером и формой ванны расплава контурного элемента, которая зависит в первую очередь от толщины насыпного слоя, скорости сканирования, мощности лазера, отступа ванны от поверхности (рис. 6, а, б). Участок ванны расплава, выходящий на поверхность, во многом определяет ее шероховатость и зависит от угла наклона поверхности. Поверхности, близкие к нормали относительно платформы построения, как правило, имеют значительно меньшую шероховатость, чем поверхности с большими углами наклона. Это обусловлено увеличением длины «ступеньки» при смещении последующего слоя с уменьшением угла наклона относительно платформы построения.

К поверхностным элементам относят: стандартный (вертикальный) контур; контур верхней поверхности (*upskin*), обращенной плоскостью от платформы построения; контур нижней поверхности (*downskin*), обращенной плоскостью на платформу построения. Минимальная шероховатость обеспечивается на поверхности *upskin*, а наибольшая – на поверхности *downskin*, промежуточные значения достигаются на наклонных поверхностях. Основное внимание уделяется анализу шероховатости поверхностей для стандартного контура и для поверхности *downskin*, на которой также характерна повышенная приконтурная пористость (рис. 6, в).

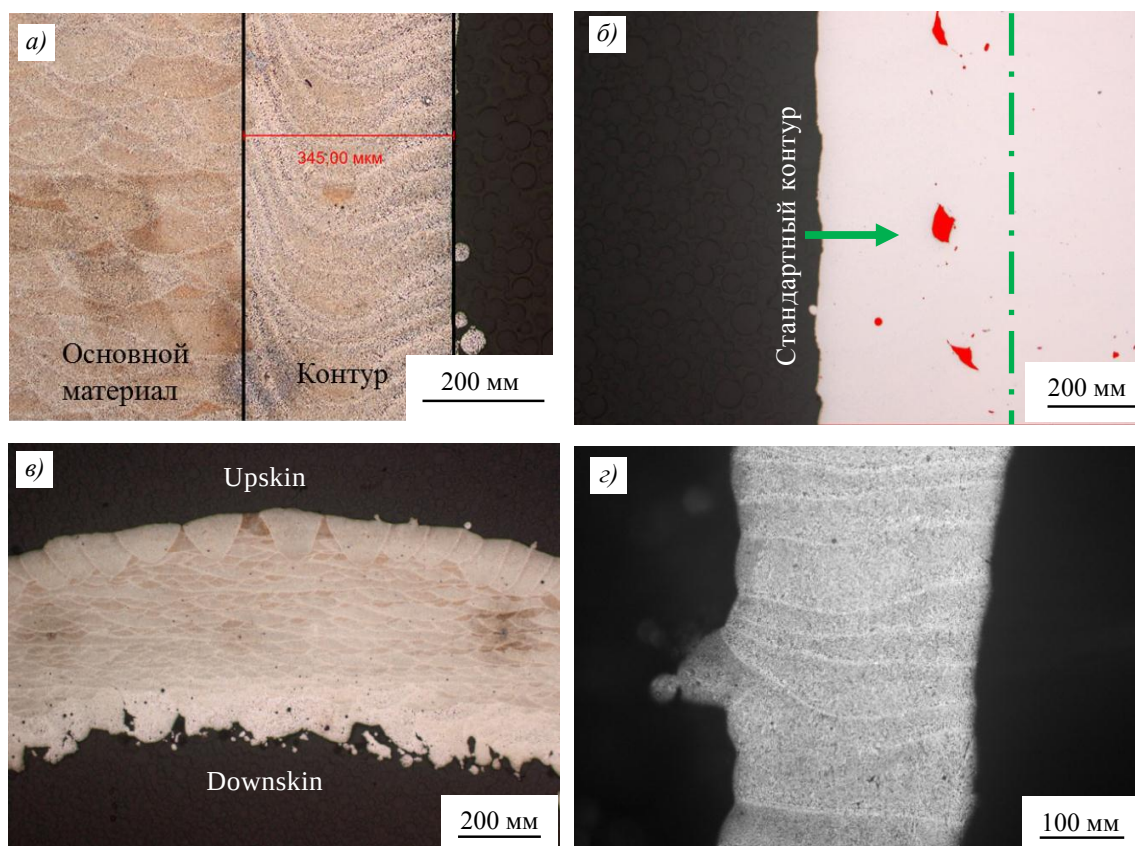


Рис. 6. Микроструктура поверхностных элементов (а–в) и технологических поддержек (г) из синтезированного сплава ВАС1: а – стандартный контур; б – приконтурная пористость; в – *upskin* и *downskin*

Разработку и выбор режимов экспонирования поверхностных элементов проводили на основе исследований специальных образцов (рис. 2). На рис. 7 в качестве примера представлены некоторые полученные зависимости шероховатости поверхности и приконтурной пористости от параметров синтеза. Из анализа полученных результатов

определены режимы синтеза поверхностных элементов, при которых достигается наименьшее значение параметра шероховатости R_a (< 7 мкм) и приконтурной пористости ($< 0,3$ %).

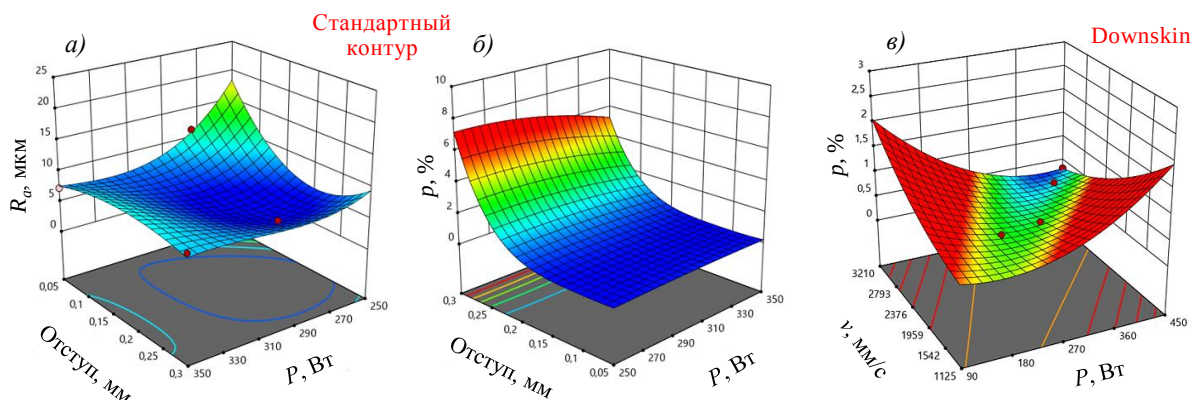


Рис. 7. Графики зависимости параметра шероховатости поверхности R_a (а) и приконтурной пористости (б, в) от параметров синтеза

Поддерживающие структуры (поддержки) являются важными элементами в технологическом процессе СЛС, особенно при производстве деталей сложной формы [2]. Поддержки предназначены для выполнения следующих функций:

- удержание нависающих частей объекта, не имеющих опоры на материал, сплавленный в нижележащих слоях;
- фиксация объекта на платформе построения во избежание его перемещения при нанесении порошка;
- обеспечение равномерного и достаточно быстрого теплоотвода от места печати.

После процесса СЛС поддерживающие структуры удаляются от заготовки детали с помощью механической обработки.

При проектировании поддерживающих структур необходимо учитывать ряд особенностей. Поддержки синтезируют единичным прохождением лазера (без перекрытия) по порошку с использованием различных стратегий штриховки. Расстояние между поддержками и их конфигурация влияют на их время построения и трудоемкость при дальнейшей механической обработке детали. Проход лазерного луча на каждом новом слое происходит по одному и тому же месту, при этом меньший теплоотвод в материале поддержки, по сравнению с основным металлом, может значительно повлиять на пористость и ширину трека. Поддержки являются довольно тонкими элементами, в которых возникают высокие внутренние напряжения в процессе синтеза, поэтому их проектирование необходимо проводить обоснованно с учетом обеспечения критерия достаточной прочности. Время, затрачиваемое на построение поддержек, может занимать половину времени построения в случае получения сложнопрофильных деталей.

Выбор оптимальных режимов синтеза поддержек из сплава ВАС1 (рис. 6, з) в данной работе проведен на основании влияния мощности и скорости сканирования на особенности формирования единичного трека при условии соблюдения ряда требований, в том числе:

- обеспечение формирования стабильного трека для получения плотного материала с достаточной прочностью;
- минимизация количества поддержек и обеспечение высокой скорости экспонирования для повышения производительности процесса печати.

Исследование качества опытной детали типа кронштейн из сплава ВАС1

С учетом конструкторских требований, методов проектирования для аддитивно-го метода и прочностных характеристик материала спроектирована 3D-модель детали (типа кронштейн) для крепления носового обтекателя вертолета (рис. 8). С помощью специализированного ПО выбрана ориентация детали на платформе построения и спроектирована система технологических поддержек с учетом минимизации внутренних напряжений при синтезе и времени печати.

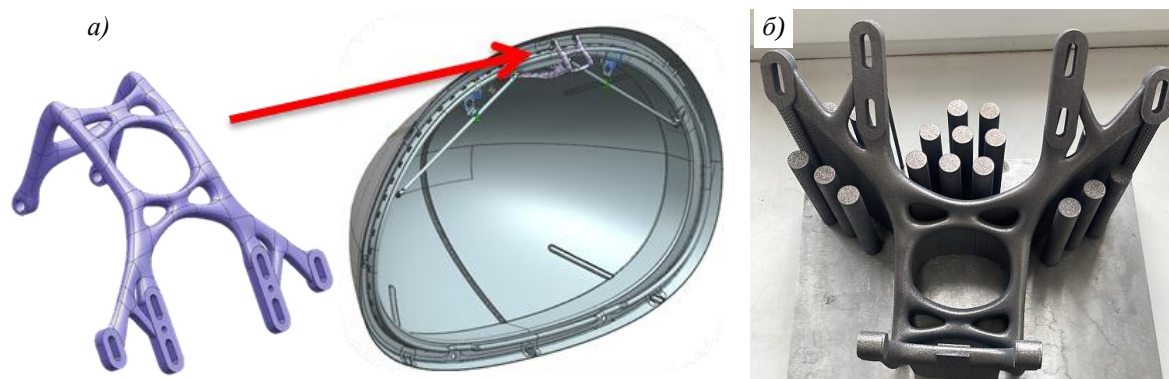


Рис. 8. CAD-модель детали для носового обтекателя вертолета (а) и внешний вид заготовки детали с образцами-свидетелями на платформе построения после термообработки (б)

Технологический цикл изготовления опытной детали из сплава ВАС1 состоял из трех основных этапов:

- синтез заготовки детали с образцами-свидетелями на платформе построения;
- упрочняющая термическая обработка (закалка + искусственное старение) по серийному режиму (рис. 8, б) [15];
- финишная (механическая) обработка, включающая отделение заготовок от платформы построения, удаление технологических поддержек и поверхностную обработку для достижения требуемой чистоты поверхности.

При этом термообработка проходила без предварительного отделения от платформы построения с целью снижения коробления детали при закалке за счет жесткой фиксации детали с помощью технологических поддержек.

Оценку качества полученной детали проводили на основе результатов рентгеновской компьютерной томографии и металлографического анализа образцов-свидетелей. Подтверждено отсутствие в материале таких критических дефектов, как трещины, несплавления, крупные поры (рис. 9). Анализ геометрической формы бесконтактным методом показал, что отклонение размеров детали от 3D-модели не превышает допустимые значения. Небольшие отклонения в отдельных локальных участках обусловлены незначительным короблением детали вследствие внутренних напряжений, неизбежно возникающих при синтезе и при термической обработке (закалочном охлаждении).

Сплав ВАС1 в термически обработанном состоянии при допустимой пористости ($p < 0,46 \%$) демонстрирует оптимальный комплекс механических характеристик ($\sigma_b \geq 390$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 310$ МПа, $\delta \geq 6 \%$), превышающий в 1,5–2 раза свойства традиционного сплава АК7ч. (А356, А357), применяемого для получения аналогичной детали из отливки, а также более чем на 20 % прочность того же сплава, полученного методом СЛС (табл. 2).

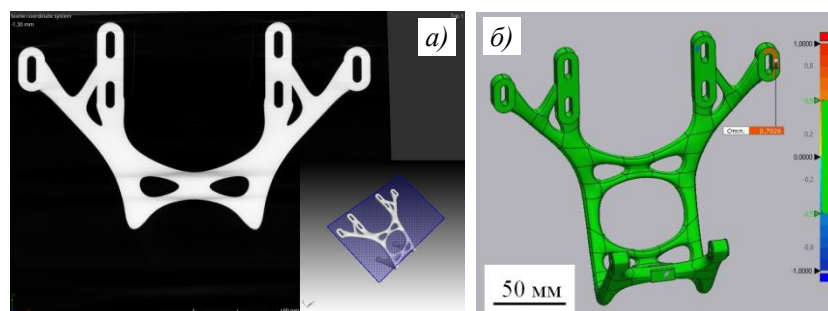


Рис. 9. Результаты рентгеновской компьютерной томографии (а) и графическая карта отклонений (б) готовой опытной детали из сплава BAC1

Таблица 2

**Механические свойства (минимальные значения)
образцов-свидетелей из синтезированного сплава BAC1 (в направлении Z)
в сравнении с научно-техническими литературными данными
для сплавов-аналогов по применению**

Сплав	Технология изготовления	Состояние материала	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	δ , %
			МПа		
BAC1	СЛС	В исходном состоянии	480	270	3
		Закалка + искусственное старение (Т6)	390	310	6
АК7ч. (А356, А357) [28–33]	Литье		305	250	4
		В исходном состоянии	155	–	2
		Закалка + искусственное старение (Т6)	235	205	2

Механические свойства образцов-свидетелей (в направлении Z) соответствуют требуемым, однако следует отметить незначительное снижение значений прочности (на 5–7 %) по сравнению с экспериментальными образцами, что требует отдельных исследований.

Заключения

Представлены результаты исследований, полученные при освоении перспективного алюминиевого сплава марки BAC1 для изготовления деталей вертолетной техники методом СЛС:

– на основе комплексного подхода при проведении экспериментальных исследований разработаны технологические режимы синтеза основного металла, поверхностных элементов и поддерживающих структур с обеспечением высокой производительности печати (для основного металла $BR = 36 \text{ см}^3/\text{ч}$) и достижением требуемых показателей качества материала (механические свойства, пористость);

– установлено, что в исходном состоянии материал демонстрирует высокий уровень кратковременной прочности ($\sigma_B \geq 480 \text{ МПа}$), однако имеется анизотропия механических свойств: предел текучести в направлении Z в среднем меньше на 11 %, а относительное удлинение (δ) – на 20 % по сравнению с аналогичными показателями в направлении XY. После термической обработки (состояние T6) достигается выравнивание свойств, но наблюдается небольшое увеличение пористости;

– сплав в термически обработанном состоянии характеризуется хорошим комплексом механических характеристик ($\sigma_B \geq 390 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} \geq 310 \text{ МПа}$, $\delta \geq 6 \%$), превышающим в 1,5–2 раза свойства сплава-аналога по применению АК7ч. (А356, А357), что позволяет рекомендовать его для снижения массы конструкции с учетом преимуществ проектирования по аддитивной технологии СЛС;

– опробовано изготовление опытной детали типа кронштейн, спроектированной с использованием топологической оптимизации, с допустимыми отклонениями геометрической формы и без критических дефектов. Деталь успешно прошла стендовые испытания в составе узла изделия на статическую прочность и усталостную долговечность.

Полученные в данной работе результаты позволили изготовить необходимый перечень аналогичных деталей из сплава ВАС1, а также успешно провести общую квалификацию (паспортизацию) синтезированного материала, полученного на новой установке.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки до 2030 года») [34, 35].

Статья подготовлена на основе материалов доклада, представленного на IX Всероссийской научно-технической конференции «Проблемы и перспективы развития авиации, наземного транспорта и энергетики» (АНТЭ-2024) [36].

Благодарности

Авторы выражают благодарность специалисту НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ Кузнецовой П.Е. за большой вклад в проведенные исследования.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М. и др. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // *Электromеталлургия*. 2022. № 1. С. 2–12.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М. и др. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 2. Компенсация и контроль отклонений, ГИП и термическая обработка // *Электromеталлургия*. 2022. № 2. С. 2–12.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. и др. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электromеталлургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
4. Захаров В.В. Алюминиевые сплавы для аддитивных технологий // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2021. № 5 (791). С. 3–8.
5. Рябов Д.К., Грушин И.А., Сеферян А.Г. Некоторые особенности формирования структуры и свойств новых алюминиевых сплавов при аддитивном производстве // *Станкоинструмент*. 2022. № 1 (26). С. 44–51.
6. Попкова И.С., Золоторевский В.С., Солонин А.Н. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления // *Технология легких сплавов*. 2015. № 4. С. 14–24.
7. Zhu Z., Hu Z., Li H. et al. Recent progress on the additive manufacturing of aluminum alloys and aluminum matrix composites: Microstructure, properties, and applications // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2023. Vol. 190. P. 104047.
8. Montanari R., Palombi A., Richetta M., Varone A. Additive manufacturing of aluminum alloys for aeronautic applications: Advantages and problems // *Metals*. 2023. Vol. 13. No. 4. P. 716.
9. Rometsch P., Jia Q., Yang K.V., Wu X. Aluminum alloys for selective laser melting-towards improved performance // *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019. P. 301–325.
10. Blakey-Milner B., Du Plessis A., Gradl P. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: a review // *Materials & Design*. 2021. Vol. 209. P. 110008.
11. Бакрадзе М.М., Роголев А.М., Сухов Д.И., Асланян Г.Г. Особенности формирования поверхности методом селективного лазерного сплавления // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2022. № 2 (800). С. 40–48.

12. Сухов Д.И., Неруш С.В., Беляков С.В., Мазалов П.Б. Исследование параметров шероховатости поверхностного слоя и точности изготовления изделий аддитивного производства // Известия вузов. Машиностроение. 2017. № 9 (690). С. 73–84.
13. Иванова А.О., Заводов А.В., Дынин Н.В., Фомина М.А. Эффективность введения малых добавок переходных металлов в сплавы типа AlSi10Mg, предназначенные для получения изделий по технологии селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2017. № 7 (55). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-1-1.
14. Дынин Н.В., Заводов А.В., Оглодков М.С., Хасиков Д.В. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg // Труды ВИАМ. 2017. № 10 (58). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
15. Dynin N.V., Antipov V.V., Khasikov D.V., Benarieb I., Zavodov A.V., Evgenov A.G. Structure and mechanical properties of an advanced aluminium alloy AlSi10MgCu (Ce, Zr) produced by selective laser melting // Materials Letters. 2021. Vol. 284. Art. 128898. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128898.
16. Козлов И.А., Волков И.А., Фомина М.А., Захаров К.Е. Особенности химического оксидирования полуфабрикатов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлпорошковой композиции сплава ВАС1 // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения: 11.02.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
17. Бенариеб И., Дынин Н.В., Кузнецова П.Е., Сбитнева С.В. Изменение структуры и механических свойств при термической обработке алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления // Технология легких сплавов. 2023. № 4. С. 5–18.
18. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
19. 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: 21.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
20. Князев А.Е., Востриков А.В. Рассев порошков в аддитивном и гранульном производствах (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 11 (93). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
21. Галиновский А.Л., Голубев Е.С., Коберник Н.В., Филимонов А.С. Аддитивные технологии в производстве изделий аэрокосмической техники: учеб. пособие для вузов. М.: Юрайт, 2020. 115 с.
22. Зленко М.А. Аддитивные технологии в машиностроении: пособие для инженеров. М.: НАМИ, 2015. 220 с.
23. Морозова Л.В., Раевских А.Н. Исследование методами микроскопии дефектов в металлических материалах, полученных селективным лазерным сплавлением // Вестник машиностроения. 2019. № 10. С. 74–79.
24. 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: 20.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
25. Лаптева М.А., Белова Н.А., Раевских А.Н., Филонова Е.В. Исследование зависимости шероховатости, морфологии поверхности и количества дефектов структуры от мощности лазера, скорости сканирования и типа штриховки в жаропрочном сплаве, синтезированном методом СЛС // Труды ВИАМ. 2016. № 9 (45). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-9-9.

26. Караваев А.К., Пучков Ю.А. Исследование структуры и свойств сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2020. № 5 (134). С. 71–85.
27. Григорьянц А.Г., Колчанов Д.С., Дренин А.А., Денежкин А.О. Влияние основных параметров процесса селективного лазерного плавления на стабильность формирования единичных дорожек при выращивании изделий из медных сплавов // Известия вузов. Машиностроение. 2019. № 6 (711). С. 20–29.
28. Vanzetti M., Virgillito E., Aversa A. et al. Short heat treatments for the F357 aluminum alloy processed by laser powder bed fusion // Materials. 2021. Vol. 14. No. 20. P. 6157.
29. Yang K.V., Rometsch P., Davies C.H.J. et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting // Materials & Design. 2018. Vol. 154. P. 275–290.
30. Lorusso M., Trevisan F., Calignano F. et al. A357 Alloy by LPBF for industry applications // Materials. 2020. Vol. 13. No. 7. P. 1488.
31. Pereira J.C., Gil E., Solaberrieta L. et al. Comparison of AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting and investment casting processes: Microstructure and mechanical properties in as-built/as-cast and heat-treated conditions // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 778. P. 139124.
32. Ponnusamy P., Rashid R.A.R., Masood S.H. et al. Mechanical properties of SLM-printed aluminium alloys: a review // Materials. 2020. Vol. 13. No. 19. P. 4301–4351.
33. Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ. Т. 4: Алюминиевые и бериллиевые сплавы. Ч. 2: Литейные алюминиевые сплавы и сплавы на основе бериллия, 2008. С. 58–59.
34. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7–17.
35. 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.
36. Бенариев И., Савичев И.Д., Хасиков Д.В., Оглодков М.С. Опыт изготовления деталей вертолетной техники методом селективного лазерного сплавления из алюминиевого сплава ВАС1 // Мат. IX Всерос. науч.-технич. конф. «Проблемы и перспективы развития авиации, наземного транспорта и энергетики (АНТЭ-2024)». Казань, 2024. С. 61–62.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. et al. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts by FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 1. pp. 2–12.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. et al. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts by 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. et al. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts FSUE «VIAM». Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
4. Zakharov V.V. Aluminum alloys for additive technologies. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2021, no. 5 (791), pp. 3–8.
5. Ryabov D.K., Grushin I.A., Seferyan A.G. Some features of the formation of the structure and properties of new aluminum alloys in additive manufacturing. *Stankoinstrument*, 2022, no. 1 (26), pp. 44–51.
6. Popkova I.S., Zolotarevsky V.S., Solonin A.N. Production of products from aluminum and its alloys by selective laser melting. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 4, pp. 14–24.
7. Zhu Z., Hu Z., Li H. et al. Recent progress on the additive manufacturing of aluminum alloys and aluminum matrix composites: Microstructure, properties, and applications. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, vol. 190, p. 104047.

8. Montanari R., Palombi A., Richetta M., Varone A. Additive manufacturing of aluminum alloys for aeronautic applications: Advantages and problems. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 4, p. 716.
9. Rometsch P., Jia Q., Yang K.V., Wu X. Aluminum alloys for selective laser melting-towards improved performance. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019, pp. 301–325.
10. Blakey-Milner B., Du Plessis A., Gradl P. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: a review. *Materials & Design*, 2021, vol. 209, p. 110008.
11. Bakradze M.M., Rogalev A.M., Sukhov D.I., Aslanyan G.G. Features of surface formation by selective laser melting. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2022, no. 2 (800), pp. 40–48.
12. Sukhov D.I., Nerush S.V., Belyakov S.V., Mazalov P.B. Study of surface layer roughness parameters and manufacturing accuracy of additive manufacturing products. *Izvestiya vuzov. Mashinostroyeniye*, 2017, no. 9 (690), pp. 73–84.
13. Ivanova A.O., Zavodov A.V., Dynin N.V., Fomina M.A. Efficiency of complex alloying AlSi10Mg type alloy with transition metals for selective laser melting technologies. *Trudy VIAM*, 2017, no. 7 (55), paper no. 1. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-1-1.
14. Dynin N.V., Zavodov A.V., Oglodkov M.S., Khasikov D.V. The influence of process parameters of selective laser melting on the structure of aluminum alloy Al–Si–Mg system. *Trudy VIAM*, 2017, no. 10 (58), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
15. Dynin N.V., Antipov V.V., Khasikov D.V., Benarieb I., Zavodov A.V., Evgenov A.G. Structure and mechanical properties of an advanced aluminium alloy AlSi10MgCu (Ce, Zr) produced by selective laser melting. *Materials Letters*, 2021, vol. 284, art. 128898. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128898.
16. Kozlov I.A., Volkov I.A., Fomina M.A., Zakharov K.E. Features of chemical oxidation of semi-finished products obtained by selective laser melting from a metal powder composition of the alloy VAS1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 11, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
17. Benarieb I., Dynin N.V., Kuznetsova P.E., Sbitneva S.V. Changes in the structure and mechanical properties during heat treatment of aluminum alloy AlSi10MgCu obtained by selective laser melting. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2023, no. 4, pp. 5–18.
18. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr in additive manufacturing (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
19. 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: December 21, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
20. Knyazev A.E., Vostrikov A.V. Sieving of powders additive and powder manufacturings (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
21. Galinovsky A.L., Golubev E.S., Kobernik N.V., Filimonov A.S. *Additive technologies in the production of aerospace products: a textbook for universities*. Moscow: Yurait, 2020, 115 p.
22. Zlenko M.A. *Additive technologies in mechanical engineering: a manual for engineers*. Moscow: NAMI, 2015, 220 p.
23. Morozova L.V., Raevskikh A.N. Study of defects in metallic materials obtained by selective laser melting using microscopy methods. *Vestnik mashinostroyeniya*, 2019, no. 10, pp. 74–79.
24. 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: April 20, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.

25. Lapteva M.A., Belova N.A., Raevskih A.N., Filonova E.V. Dependence of roughness, surface morphology structure and number of defects on the power of the laser, scanning speed and the type of hatching in the high-temperature alloys synthesized by SLS. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9 (45), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 17, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-9-9.
26. Karavaev A.K., Puchkov Yu.A. Study of the structure and properties of the AlSi10Mg alloy obtained by selective laser melting. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Mashinostroyenie*, 2020, no. 5 (134), pp. 71–85.
27. Grigoryants A.G., Kolchanov D.S., Drenin A.A., Denezhkin A.O. Influence of the main parameters of the selective laser melting process on the stability of the formation of single tracks when growing products from copper alloys. *Izvestiya vuzov. Mashinostroyenie*, 2019, no. 6 (711), pp. 20–29.
28. Vanzetti M., Virgillito E., Aversa A. et al. Short heat treatments for the F357 aluminum alloy processed by laser powder bed fusion. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 20, p. 6157.
29. Yang K.V., Rometsch P., Davies C.H.J. et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting. *Materials & Design*, 2018, vol. 154, pp. 275–290.
30. Lorusso M., Trevisan F., Calignano F. et al. A357 Alloy by LPBF for industry applications. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 7, p. 1488.
31. Pereira J.C., Gil E., Solaberrieta L. et al. Comparison of AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting and investment casting processes: Microstructure and mechanical properties in as-built/as-cast and heat-treated conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 778, p. 139124.
32. Ponnusamy P., Rashid R.A.R., Masood S.H. et al. Mechanical properties of SLM-printed aluminium alloys: a review. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 19, pp. 4301–4351.
33. *Aviation materials: a reference book in 13 volumes*. Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and add. Moscow: VIAM, vol. 4: Aluminum and beryllium alloys, part 2: Cast aluminum alloys and beryllium-based alloys, 2008, pp. 58–59.
34. 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. 5, pp. 7–17.
35. 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.
36. Benarieb I., Savichev I.D., Khasikov D.V., Oglodkov M.S. Experience in manufacturing helicopter parts by selective laser melting from aluminum alloy VAS1. *Proc. IX All-Rus. Sc. and Tech. Conf. «Problems and Prospects for the Development of Aviation, Ground Transport and Energy (ANTE-2024)»*. Kazan, 2024, pp. 61–62.

Информация об авторах

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

Савичев Илья Дмитриевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Денисов Анатолий Михайлович, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Ilya D. Savichev, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Anatoly M. Denisov, Head of Production Area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.03.2025.

The article was submitted 17.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 27.03.2025.

Научная статья

УДК 678.072

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-68-83

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКИХ ПОЛИИМИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.Л. Шошева¹, А.Ю. Копнов¹, М.А. Лаврин¹, А.А. Митрошина¹

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

Аннотация. Представлен обзор научно-технической информации, посвященный полиимидным материалам серии LaRC. Раскрыты наиболее значимые физико- и термомеханические свойства термостойких полиимидных полимерных матриц, включая термостойкость, механическую прочность и устойчивость к агрессивным средам. Выделены основные преимущества полиимидов. Описаны химические составы полиимидных материалов серии LaRC и их структурные формулы. Отмечены перспективные направления применения полиимидных материалов в аэрокосмической отрасли.

Ключевые слова: термостойкие полиимиды, полиимидные связующие, PMR-15, термоокислительная стабильность, полиимидные пленки, пенополиимиды

Для цитирования: Шошева А.Л., Копнов А.Ю., Лаврин М.А., Митрошина А.А. Синтез и свойства термостойких полиимидных материалов // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-68-83.

Scientific article

SYNTHESIS AND PROPERTIES OF THERMOSETTING POLYIMIDE MATERIALS

A.L. Shosheva¹, A.Yu. Kopnov¹, M.A. Lavrin¹, A.A. Mitroshina¹

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 a review of scientific and technical information on LaRC-series polyimide materials. The most significant physical and thermomechanical properties of heat-resistant polyimide polymer matrices are outlined, including thermal stability, mechanical strength, and resistance to aggressive environments. The main advantages of these polyimides are highlighted. The chemical compositions of LaRC-series polyimide materials and their structural formulas are described. Promising application areas for polyimide materials in the aerospace industry are discussed.

Keywords: thermosetting polyimide, polyimide resins, PMR-15, thermo-oxidative stability, polyimide films, polyimide foams

For citation: Shosheva A.L., Kopnov A.Yu., Lavrin M.A., Mitroshina A.A. Synthesis and properties of thermosetting polyimide materials. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-68-83.

Введение

Одним из основных направлений развития авиационных материалов является расширение применения полимерных композиционных материалов (ПКМ) в теплонагруженных элементах аэрокосмической техники для повышения их энергоэффективности. Основное значение имеют термостойкие полиимидные связующие, способные сохранять свойства при температурах до 320 °С [1, 2]. Первые промышленные марки полиимидных связующих (Skybond, Pyralin PJ, СП-97) создавали на основе реакции поликонденсации, их основной недостаток – образование дефектов в виде пор, возникающих в результате выделения низкомолекулярных продуктов при отверждении. Решением данной проблемы стали полиимидные связующие типа PMR (polymerization monomer agents – полимеризация мономерных реагентов) [3], разработанные NASA (США), которые отверждаются по полимеризационному механизму без выделения летучих веществ, что повышает прочность и долговечность ПКМ на их основе. Однако состав существующих связующих типа PMR, таких как PMR-15 [4–7], содержит токсичный метанол и имеет ограниченный срок хранения (до 3 недель). Поэтому актуален поиск новых расплавных (безрастворных) полиимидных связующих, сочетающих преимущества PMR-технологии с улучшенной технологичностью, увеличенным сроком хранения и возможностью применения современных методов переработки при сохранении высокой термостойкости и прочностных свойств.

Так, исследовательским центром LaRC (Langley Research Center) при NASA разработаны полиимиды серии LaRC, которые нашли широкое применение в аэрокосмической и других высокотехнологичных отраслях [8]. Эти материалы выдерживают экстремальные условия, такие как высокие температуры, ультрафиолетовое излучение и агрессивные химические среды. Основное преимущество полиимидов серии LaRC заключается в уникальном сочетании свойств: высокая температура стеклования, превышающая 250 °С; повышенная термоокислительная стабильность; механическая прочность; устойчивость к воздействию влаги; низкая диэлектрическая проницаемость и высокая адгезия к различным поверхностям. Благодаря этим характеристикам полиимиды серии LaRC идеально подходят для использования в качестве связующих в ПКМ, армированных углеродными или стеклянными волокнами, а также в качестве высокотемпературных клеев, пленок, пенопластов и радиопрозрачных материалов.

Среди наиболее известных представителей серии LaRC можно выделить такие материалы, как LaRC SI, LaRC RP-46, LaRC RP-50, LaRC PETI-5 и LaRC PETI-330. Эти полиимиды демонстрируют превосходные свойства при использовании в условиях длительного воздействия высоких температур (до 370 °С и более), что делает их незаменимыми для создания теплозащитных систем, конструктивных элементов космических аппаратов и элементов двигателей. Особый интерес представляют специализированные модификации полиимидов LaRC, такие как LaRC CP (цветные полиимиды) и LaRC LCR (жидкокристаллические связующие).

LaRC SI

Термопластичный полиимид LaRC SI синтезируют из таких мономеров, как 3,4-оксидианилин (3,4-ODA), 4,4-оксидифталевый ангидрид (ODPA) и 3,3',4,4'-бифенилтетракарбоновый диангидрид (BPDA) [9–11]. На рис. 1 представлена химическая структура полиимида LaRC SI.

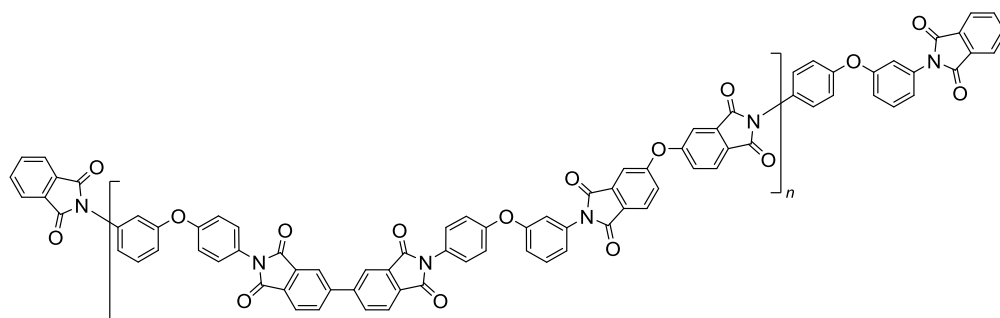


Рис. 1. Химическая структура полиимида LaRC SI

В отличие от основной части ароматических полиимидов, как правило, не растворяющихся в большинстве органических растворителей, полиимид LaRC SI уникален тем, что растворяется в высококипящих полярных органических растворителях, таких как N-метилпирролидон. Кроме того, полиимид LaRC SI отличается гибкостью и устойчивостью к различным агрессивным средам [12] и обладает следующими физико-механическими свойствами:

Диэлектрическая проницаемость при частоте 1 МГц	3,2
Коэффициент рассеяния при частоте 1 МГц	0,002
Огнестойкость по методике UL 94 (Underwriters Laboratories)	VTM-0
Температура стеклования, °C	248–251
Плотность, г/см ³ , при температуре 23 °C	1,376
Твердость	23–27
Коэффициент линейного теплового расширения	
$\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$, при температуре, °C:	
23–150	46
150–200	60

Полиимид LaRC SI используют в качестве высокопрочной тонкой пленки в гибких печатных платах и кабелях, а также в качестве термопластичного клея, так как данные полиимидные пленки могут быть склеены при нагревании и давлении. Полиимид LaRC SI образует высокопрочные клеевые соединения при давлении 0,1 МПа и может использоваться при криогенных и превышающих 177 °C температурах [13]. Альтернативные области применения включают защитные покрытия для электроизоляции с устойчивостью к ультрафиолетовому излучению и радиации. На рис. 2 представлены демонстрационные образцы, изготовленные с использованием полиимида LaRC SI.

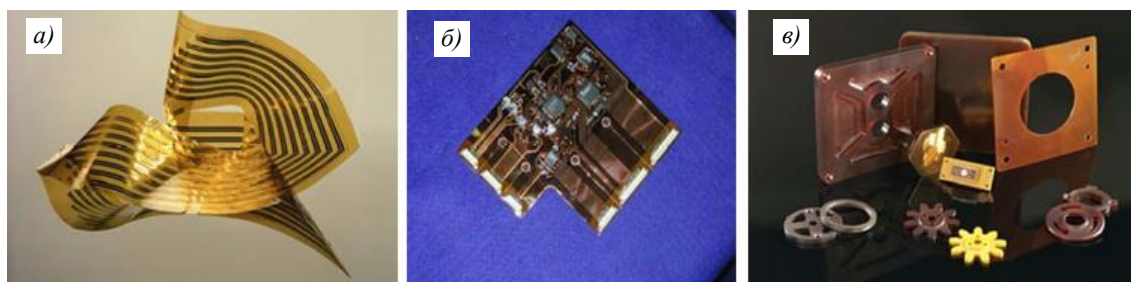


Рис. 2. Гибкий кабель (а), гибкая высокоскоростная многослойная схема аналого-цифрового преобразователя без использования клея (б) и различные детали (в) [14]

LaRC RP46

Термостойкий термореактивный полиимид LaRC RP46 синтезируют из трех мономеров: метилового эфира 5-норборнен-2,3-дикарбоновой кислоты (NE), 3,4-оксиданилина

(3,4-ODA) и диметилового эфира 3,3',4,4'-бензофенонтетракарбоновой кислоты (BTDE) [15]. На рис. 3 представлена химическая структура полиимида LaRC RP46.

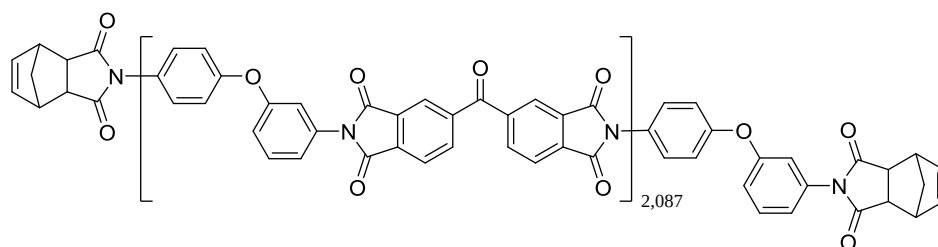


Рис. 3. Химическая структура полиимида LaRC RP46

Особенность полиимида LaRC RP46 заключается в отверждении по цепному механизму без выделения низкомолекулярных веществ. Связующее LaRC RP46 является аналогом полиимида PMR-15, где вместо 4,4'-диаминодифенилметана (MDA) используется 3,4-оксидианилин (3,4-ODA) в связи с предполагаемым канцерогенным действием MDA.

Связующее LaRC RP46 обладает высокой термоокислительной стабильностью и сохраняет прочность при повышенных температурах. Материалы на основе связующего LaRC RP46 и армирующих волокон (углеродные, стеклянные и др.) имеют рабочую температуру от -100 до $+371$ °C (температура стеклования составляет 392 °C) и могут выдерживать нагрев до температуры $+816$ °C в течение нескольких секунд, не поддерживая горение [16]. Помимо исключительной термостойкости, полиимид LaRC RP46 обладает превосходной химической, влаго- и коррозионной стойкостью. Он имеет низкие значения диэлектрической проницаемости (2,9 при частоте 10 ГГц) и коэффициента линейного теплового расширения, что позволяет использовать его при изготовлении печатных плат и микросхем [17]. Полиимид LaRC RP46 также находит применение в производстве деталей авиационных двигателей, космических аппаратов, корпусов малых спутников, элементов ракет, где критически важно сочетание легкости и прочности. Кроме того, его долговечность в экстремально агрессивных условиях существенно снижает затраты на обслуживание [18].

Полиимид LaRC RP46 можно использовать в качестве формовочной смеси для литья под давлением, клея, покрытия, связующего, пены или пленки. Материалы на основе полиимидного связующего LaRC RP46 применяются в качестве теплозащитных покрытий, где необходимы легкость, прочность и термостойкость, а также в носовых обтекателях ракет, где, помимо легкости и термостойкости, ценятся диэлектрические и изоляционные свойства. На рис. 4 представлены материалы на основе полиимида LaRC RP46 и его огнестойкость.

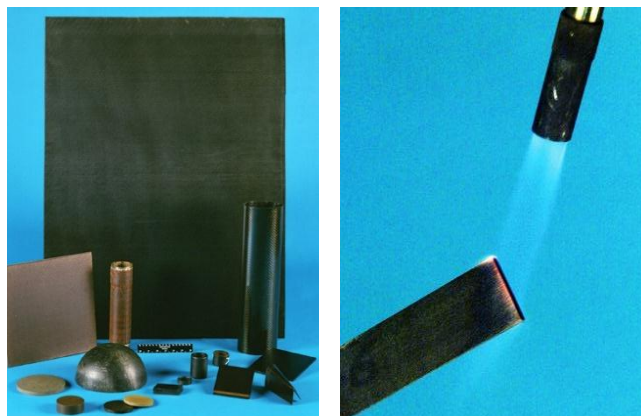


Рис. 4. Материалы на основе полиимида LaRC RP46 и его огнестойкость [19]

LaRC RP50

Термостойкий термореактивный полиимид LaRC RP50 синтезируют из трех мономеров: ангидрида 5-норборнен-2,3-дикарбоновой кислоты (NA), 3,4-оксидианилина (3,4-ODA) и 3,3',4,4'-бензофенонтетракарбонового диангидрида (BTDA) [20]. На рис. 5 представлена химическая структура полиимида LaRC RP50.

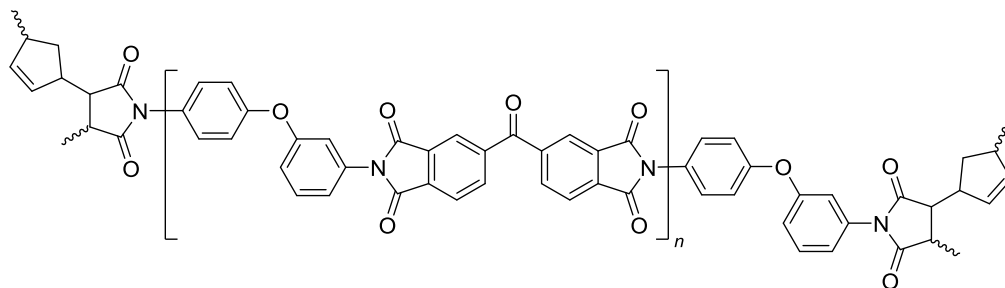


Рис. 5. Химическая структура полиимида LaRC RP50

Полиимиды LaRC RP50 и LaRC RP46 имеют схожие химическую формулу и свойства. В отличие от полиимида LaRC RP46, который преимущественно применяется в виде связующего, полиимид LaRC RP50 чаще используется в качестве покрытий, термостойкого клея и прочных тонкопленочных материалов. Диапазон рабочей температуры полиимида LaRC RP50 находится в пределах от -100 до $+371$ °C и кратковременно – до $+850$ °C. Данный полиимид имеет низкие значения диэлектрической проницаемости (2,9 при частоте 10 ГГц) и коэффициента рассеяния (0,001 при частоте 10 ГГц) [21].

LaRC PETI-5

Синтез термостойкого полиимида LaRC PETI-5 осуществляется из таких мономеров, как 4-фенилэтинилфталевый ангидрид (PEPA) в качестве концевой группы, 3,3',4,4'-бифенилтетракарбоновый диангидрид (BPDA), 3,4-оксидианилин (3,4-ODA) и 1,3-бис(3-аминофенокси)бензол (1,3-bis(3-APB)) [22, 23]. На рис. 6 представлена химическая структура полиимида LaRC PETI-5 с молекулярной массой ~ 5000 г/моль.

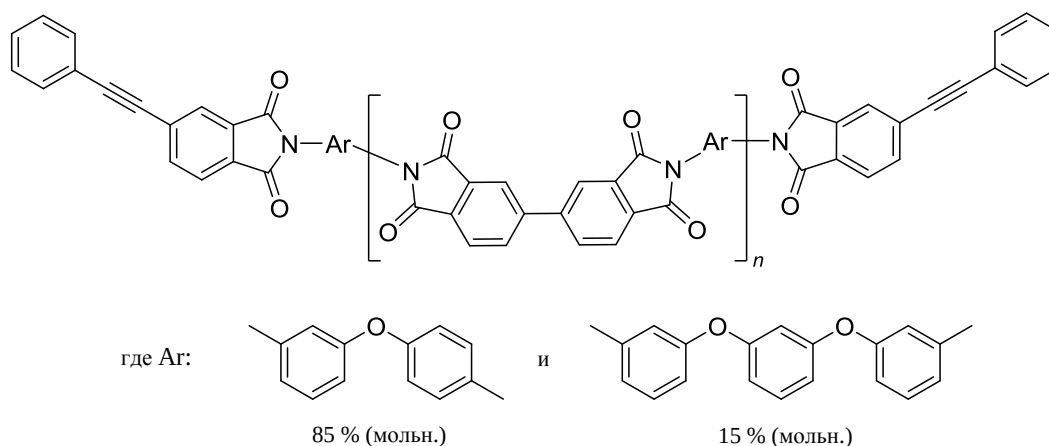


Рис. 6. Химическая структура полиимида LaRC PETI-5

Полиимид LaRC PETI-5 выбран для программы NASA по созданию сверхзвукового пассажирского самолета благодаря сочетанию свойств, критически важных для

экстремальных условий полетов [24, 25]. Его рабочая температура варьируется от -200 до $+370$ °C [26], а термоокислительная стабильность сохраняется даже при нагреве до температуры 300 °C в течение 1000 ч [27]. Ключевая особенность химической структуры полиимида LaRC PETI-5 – наличие концевых фенилэтильных групп, которые обеспечивают низкую вязкость расплава до отверждения, упрощая формование и переработку [28]. После отверждения при температуре 250 – 300 °C под давлением образуется плотно сшитая полимерная матрица, устойчивая к деформациям и термической деградации. На рис. 7 представлена термическая стабильность полиимида LaRC PETI-5, отвержденного при температурах 220 , 300 , 350 и 400 °C.

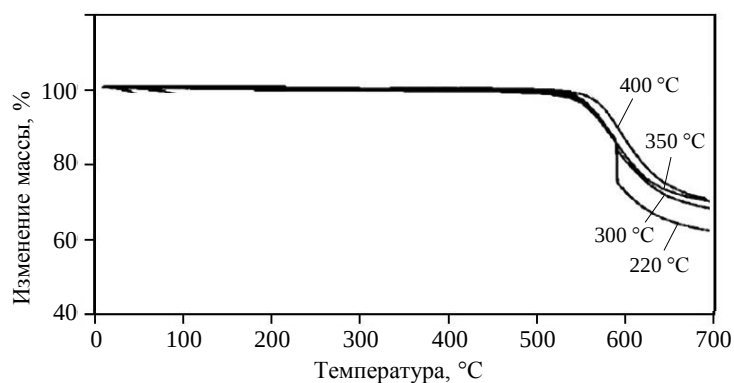


Рис. 7. Термическая стабильность полиимида LaRC PETI-5, отвержденного при различных температурах

Полиимид PETI-5 обладает более низкой вязкостью расплава по сравнению с полиимидом LaRC RP46 при аналогичной термостойкости и механической прочности, что упрощает производство крупногабаритных деталей (рис. 8). Благодаря этим свойствам полиимид LaRC PETI-5 может применяться в аэрокосмической промышленности для создания деталей двигателей, теплозащитных панелей и элементов конструкций, работающих в экстремальных условиях [29].



Рис. 8. Стрингерная панель из полимерных композиционных материалов на основе полиимидного связующего LaRC PETI-5 и углеродного волокна IM7 [30]

LaRC PETI-330

Полиимидное связующее LaRC PETI-330 используется для таких методов переработки, как вакуумная инфузия, технология пропитки под давлением (Resin Transfer Molding – RTM) и ее производная (Vacuum-Assisted Resin Transfer Molding – VaRTM) [31]. Полиимид LaRC PETI-330 обладает не только низкой вязкостью расплава, но и стабильностью, что позволяет хорошо пропитывать ткань при низком давлении

и высоких температурах [32]. Эти особенности объясняются химической структурой полиимида, представленной на рис. 9. Полиимид LaRC PETI-330 синтезируют из 2,3,3,4-бифенильного тетракарбоксилатного ангидрида (a-BPDA), смеси двух ароматических диаминов, а именно 1,3-бис(4-аминофенокси)бензола (1,3-bis(4-APB)) и 1,3-диаминобензола (m-PDA), а также 4-фенилэтинилфталевого ангидрида (PEPA) в качестве концевой группы.

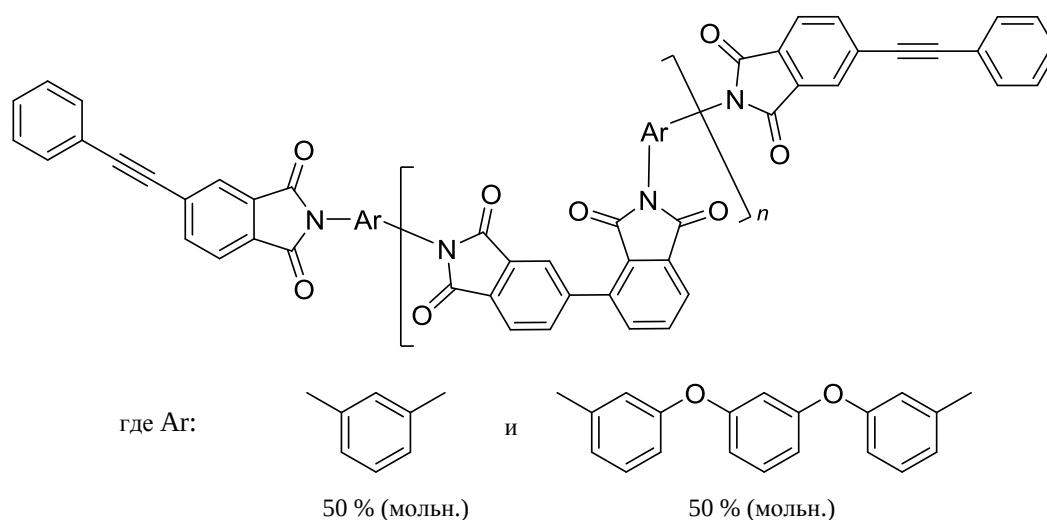


Рис. 9. Химическая структура полиимида LaRC PETI-330

Полиимид LaRC PETI-330 имеет температуру стеклования 330 °С и рабочую температуру 288 °С [33]. В табл. 1 представлены механические свойства углепластиков на основе полиимидного связующего LaRC PETI-330.

Таблица 1

Механические свойства углепластиков на основе связующего LaRC PETI-330

Свойства	Температура испытания, °С	Значения свойств для углепластиков	
		PETI-330/AS4 8HS	PETI-330/T650 8HS
Предел прочности при сжатии с открытым отверстием, МПа	23	250	270
	288	218	200
Модуль упругости при сжатии с открытым отверстием, ГПа	23	42	47
	288	40	44
Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа	23	38	56
	232	37	43
	288	34	35

Полиимид LaRC PETI-330 обладает высокой термостойкостью, как и полиимид LaRC PETI-5. Образцы углепластика на основе полиимидного связующего PETI-330/IM7 демонстрируют высокий уровень сохранения предела прочности при изгибе в условиях повышенных температур: 78 % – при 177 °С, 61 % – при 288 °С (рис. 10).

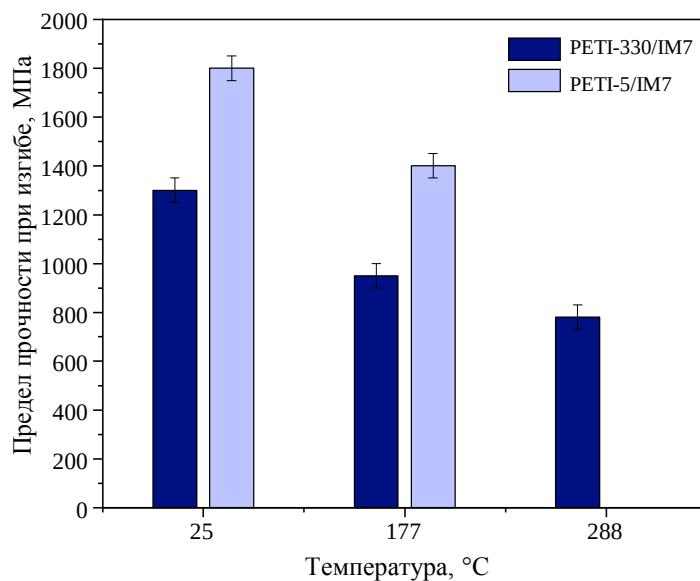


Рис. 10. Предел прочности при изгибе углепластика на основе полиимидов LaRC PETI-330/IM7 и LaRC PETI-5/IM7 при различных температурах

LaRC TEEK

Термостойкий пенополиимид LaRC TEEK сочетает уникальные свойства полиимидов с преимуществами пеноматериалов [34, 35]. На рис. 11 представлены химические структуры пенополиимидов серии LaRC TEEK.

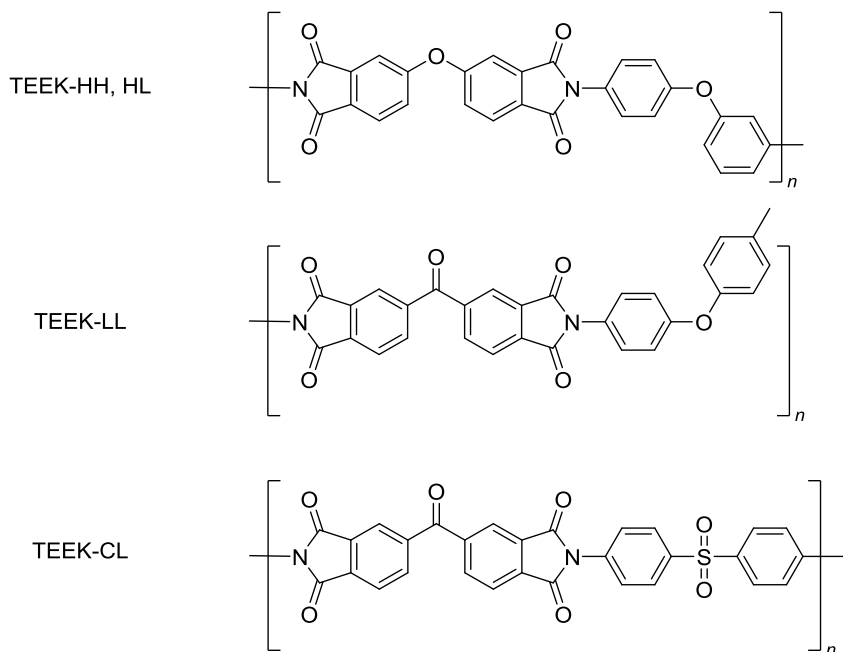


Рис. 11. Химические структуры полиимидов серии LaRC TEEK

Плотность пенополиимидов серии LaRC TEEK варьируется от 0,08 до $>0,32 \text{ г/см}^3$, а температура стеклования – от 237 до 321 °C [36]. Пенополиимиды этой серии обладают такими свойствами, как огнестойкость, гидролитическая стабильность, высокая прочность при сжатии [37]. В табл. 2 приведены термические и физико-механические свойства пенополиимидов LaRC TEEK [38–40].

Таблица 2

Термические и физико-механические свойства пенополиимидов LaRC TEEK

Свойства	Значения свойств для пенополиимидов			
	LaRC TEEK-HH	LaRC TEEK-HL	LaRC TEEK-LL	LaRC TEEK-CL
Плотность, г/см ³	0,080	0,032		
Кислородный индекс, %	51	42	49	46
Температура стеклования, °C	273		300	321
Теплопроводность, Вт/(м·К), при температуре 204 °C	0,031	0,029	0,044	0,03
Предел прочности при сжатии, МПа, при температуре, °C:				
25	0,84	0,19	0,30	0,10
177	0,31	0,08	0,07	–

Пенополиимиды серии LaRC TEEK могут использоваться в различных областях авиационной техники в качестве заполнителей трехслойных конструкций, а также для изготовления конструкций теплоизоляционного назначения [41].

LaRC CP

Химическая структура полиимида LaRC CP-2 представлена на рис. 12 [42–45]. Главная особенность полиимидов LaRC CP заключается в уникальной прозрачности, которая отсутствует у традиционных ароматических полиимидов, имеющих желтоватый или янтарный оттенок.

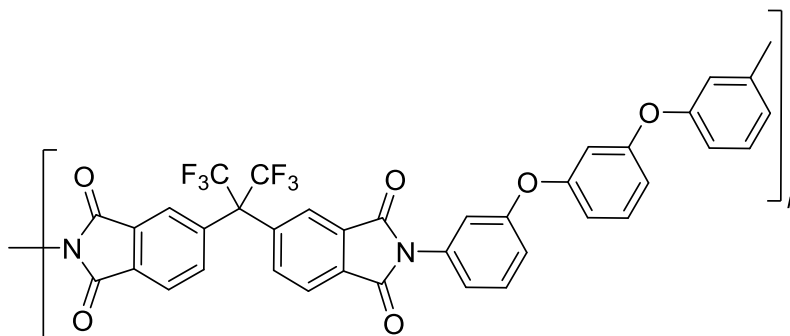


Рис. 12. Химическая структура полиимида LaRC CP-2

Для достижения прозрачности в структуре полиимидов LaRC CP вместо полностью ароматических компонентов используются циклоалифатические мономеры или фторированные группы. Таким образом снижается электронная плотность в полимерной цепи, что минимизирует поглощение света в видимом диапазоне при сохранении ключевого свойства полиимидов – термостойкости (до 300–400 °C) и механической прочности. Тонкие пленки, изготовленные из этих полиимидов, обладают оптической прозрачностью и высокой стойкостью к воздействию ультрафиолетового излучения в космосе, а также отличной термической стабильностью при высоких температурах.

Полиимиды серии LaRC CP находят применение в аэрокосмической отрасли [46, 47]. Кроме того, сочетание низкой диэлектрической проницаемости (2,5 при частоте 1 кГц), влагостойкости, растворимости в различных органических растворителях и высокой термической стабильности обеспечивает значительные преимущества для использования в микроэлектронике, жидкокристаллических дисплеях и антеннах для связи [48].

LaRC LCR

Ароматическое термореактивное жидкокристаллическое связующее LaRC LCR [49] используется для изготовления ПКМ методом пултрузии, пропитки под давлением (RTM), пропитки пленочными связующими (Resin Film Infusion – RFI) и обладает такими свойствами, как высокая термическая стабильность и хорошая адгезия [50]. Как показано на рис. 13, химическая структура полиимида LaRC LCR включает полимерный каркас из 4-гидроксibenзойной кислоты (HBA)/6-гидрокси-2-нафтенной кислоты (HNA) (I) и фенилэтинильную группу в качестве концевой участка (II).

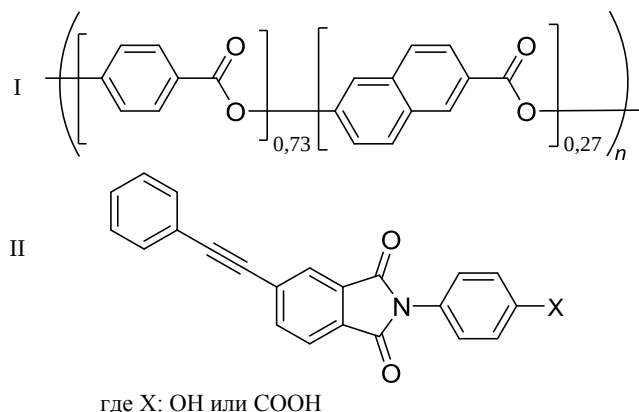


Рис. 13. Химическая структура полиимида LaRC LCR: I – основной фрагмент полимерной цепи, II – концевая группа

Таблица 3

Термомеханические свойства полиимидов LaRC LCR и LaRC PETI-5

Свойства	Значения свойств для полиимидов	
	LaRC PETI-5	LaRC LCR
Температура стеклования, °C	255	210
Коэффициент линейного теплового расширения $\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$	40,35	71,09
Предел прочности при сжатии, МПа, при температуре, °C:		
25	0,84	0,19
177	0,31	0,08

Предполагалось, что полимерная цепь жидкокристаллического связующего LaRC LCR представляет собой жесткую стержнеобразную высокоориентированную структуру и способна обеспечить дополнительную прочность и жесткость материала в выровненном направлении для применения в криогенных условиях. Однако согласно данным табл. 3, криогенные температуры вызвали эффект охрупчивания в отвержденных связующих LaRC PETI-5 и LaRC LCR. Можно сделать вывод, что данные полиимиды не подходят для применения в криогенных топливных баках из-за хрупкости и неспособности накапливать энергию для предотвращения роста трещин.

Заключения

С 1970-х гг. ученые исследовательского центра LaRC при NASA активно разрабатывали новые термостойкие материалы. Описаны особенности химического строения, физико-химические и термомеханические свойства полиимидов LaRC. Данные полиимиды могут использоваться в качестве связующих для получения ПКМ, а также

в виде высокотемпературных клеев, защитных покрытий и тонких пленок. Однако переработка некоторых полиимидных материалов предполагает высокотемпературное отверждение при 300–350 °С, благодаря чему формируется сшитая полимерная матрица, ответственная за долговечность материала. Отверждение при высокой температуре требует применения специализированного оборудования, что увеличивает стоимость использования полиимидов по сравнению с аналогами и ограничивает их массовое применение.

Термопластичный полиимид LaRC SI применяется в производстве гибких печатных плат и кабелей благодаря способности формировать тонкие прочные пленки и покрытия, устойчивые к воздействию агрессивных сред. Термореактивные полиимиды LaRC RP46 и RP50 используются в деталях авиационных двигателей, корпусах спутников и теплозащитных панелях. Полиимид LaRC RP50 чаще применяется в виде термостойких покрытий, а полиимид LaRC RP46 – в качестве полиимидного связующего в ПКМ. Для элементов, требующих сложного формования, разработаны полиимиды LaRC PETI-5 и LaRC PETI-330. Полиимид LaRC PETI-5 включает фенилэтинильные концевые группы, которые обеспечивают низкую вязкость расплава, что упрощает создание крупногабаритных деталей, таких как теплозащитные панели сверхзвуковых самолетов или элементы космических аппаратов. Благодаря теплоизоляционным характеристикам пенополиимиды серии LaRC TEEK активно применяются в авиационной отрасли. Их используют как заполнители в трехслойных сэндвич-панелях для обшивки самолетов, снижая массу конструкции без потери прочности. Бесцветные полиимиды LaRC CP, обладающие оптической прозрачностью и устойчивостью к ультрафиолетовому излучению, востребованы в микроэлектронике: они служат защитными покрытиями для гибких дисплеев, светодиодов и антенн спутников связи, где сочетание низкой диэлектрической проницаемости и термостойкости исключает деградацию в космической среде. Несмотря на такие ограничения, как хрупкость при криогенных температурах, полиимид LaRC LCR используется в ПКМ для специализированных применений, где важна пространственная ориентация молекул. Полиимиды серии LaRC нашли применение в отраслях, где важны термическая и химическая стойкость, механическая прочность.

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

Список источников

1. Давыдова И.Ф., Каблов Е.Н., Кавун Н.С. Термостойкие негорючие полиимидные стеклотекстолиты для изделий авиационной и ракетной техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2009. № 7. С. 2–11.
2. Scola D. Polyimide Resins // ASM Handbook. ASM International, 2001. Vol. 21: Composites. P. 105–119.
3. Михайлин Ю.А. Технологические и эксплуатационные характеристики полиимидных связующих, препрегов и имидопластов типа PMR (обзор) // Пластические массы. 1984. № 3. С. 17–23.
4. Ахмадиева К.Р., Петрова А.П., Шошева А.Л., Боков В.В. Теплостойкий полиимидный клей конструкционного назначения // Труды ВИАМ. 2023. № 6 (124). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-15-24.
5. Жаринов М.А., Шимкин А.А., Ахмадиева К.Р., Зеленина И.В. Особенности и свойства расплавленного полиимидного связующего полимеризационного типа // Труды ВИАМ. 2018. № 12 (72). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-46-53.

6. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Сидорина А.И., Славин А.В. Высокотемпературные углепластики на основе полиимидных связующих // Труды ВИАМ. 2024. № 11 (141). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-71-88.
7. Зеленина И.В., Валуева М.И., Начаркина А.В., Куршев Е.В. Структура и свойства высокотемпературного углепластика на основе полиимидного связующего // Труды ВИАМ. 2023. № 3 (121). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-13-28.
8. Pater R.H., Curto P.A. Advanced materials for space applications // *Acta Astronautica*. 2007. Vol. 61. No. 11–12. P. 1121–1129.
9. Process for preparing a tough, soluble, aromatic, thermoplastic copolyimide: pat. US5639850A; appl. 18.05.95; publ. 17.06.97.
10. Whitley K.S. Mechanical Properties of LaRC TM SI Polymer for a Range of Molecular Weights // NASA technical memorandum. Hampton, 2000. P. 5–32.
11. Tough, soluble, aromatic, thermoplastic copolyimides: pat. US5741883A; appl. 16.12.94; publ. 21.04.98.
12. Holloway N.M., Barnes K.N., Draughon G.K., Scott L.A. Fabrication of adhesiveless lightweight flexible circuits using Langley Research Center soluble-imide «LaRC-SI» polyimide film // SPIE. San Diego, 2002. P. 293–303.
13. Sang Q. Preparation and etching of LaRC-SI polyimide film. Louisville: University of Louisville, 1999. P. 1073.
14. Bryant R.G. Moving Technology from Test Tube to Commercial Product: A Case Study of Three Inventions // *Recent Progress in Space Technology*. 2014. Vol. 4. No. 1. P. 38.
15. Low Toxicity High Temperature PMR Polyimides: pat. US5171822A; appl. 05.02.1991; publ. 15.12.1992.
16. Hou T.H., Wilkinson S.P., Johnston N.J. et al. Processing and properties of IM7/LARC-RP46 polyimide composites // 39th International SAMPE Symposium and Exhibition. Anaheim, California, 1994. P. 1–14.
17. Hutapea P., Yuan F. The effect of thermal aging on the Mode-I interlaminar fracture behavior of a high-temperature IM7/LARC-RP46 composite // *Composites science and technology*. 1999. Vol. 59. No. 8. P. 1271–1286.
18. Simone C.D., Xiao Y., Sun X., Scola D. Some aspects of the cure of RP-46, a nadic end-capped polyimide, and phenyl nadimide and bis-nadic-3,4'-ODA model compounds // *High Performance Polymers*. 2005. Vol. 17. No. 1. P. 51–72.
19. Pater R.H. Polyimide Resins Resist Extreme Temperatures // *Spinoff NASA Contribution*. Virginia, 2009. P. 57.
20. Heat, moisture, and chemical resistant polyimide compositions and methods for making and using them: pat. US6777525B2; appl. 01.04.02; publ. 17.08.04.
21. Hawkins B.P., Hinkley J.A., Pater R.H., Moore J. Stretch-orientation of LaRC™ RP50 polyimide film // *High Performance Polymers*. 2006. Vol. 18. No. 4. P. 469–478.
22. Imide oligomers endcapped with phenylethynyl phthalic anhydrides and polymers therefrom: pat. US5567800A; appl. 28.10.94; publ. 22.10.96.
23. Phenylethynyl terminated imide oligomers: pat. US5412066A; appl. 03.04.94; publ. 02.05.95.
24. Fang X., Scola D.A. Investigation of microwave energy to cure carbon fiber reinforced phenylethynyl-terminated polyimide composites, PETI-5/IM7 // *Journal of Polymer Science. Part A: Polymer Chemistry*. 1999. Vol. 37. No. 24. P. 4616–4628.
25. Thompson C., Connell J., Hergenrother P. Adhesive and composite properties of a new phenylethynyl terminated imide // 47th International SAMPE Symposium and Exhibition. Hampton, 2002. P. 1–13.
26. Ghose S., Watson K.A., Cano R.J. et al. High temperature VARTM of phenylethynyl terminated imides // *High Performance Polymers*. 2009. Vol. 21. No. 5. P. 653–672.
27. Cho D., Drzal L.T. Characterization, properties, and processing of LaRC PETI-5 as a high-temperature sizing material. II. Thermal characterization // *Journal of Applied Polymer Science*. 2000. Vol. 75. No. 10. P. 190–199.

28. Гавриш А.В., Ахмадиева К.Р., Шошева А.Л., Лаврин М.А. Термореактивные ароматические олигоими́ды с фенилэти́льными реакционноспособными группами // Труды ВИАМ. 2023. № 9 (127). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-9-41-56.
29. Cho D., Choi Y., Drzal L.T. Characterization, properties, and processing of LaRC PETI-5® as a high-temperature sizing material: III. Adhesion enhancement of carbon/BMI composites // The Journal of Adhesion. 2003. Vol. 79. No. 1. P. 1–22.
30. Tenney D.R., Davis J.G., Pipes R.B., Johnston N. NASA Composite Materials Development: Lessons Learned and Future Challenges // Materials Science and Engineering: A. 2009. No. 1. P. 25–26.
31. Composition of and method for making high performance resins for infusion and transfer molding processes: pat. US6359107B1; appl. 18.05.00; publ. 19.03.02.
32. Cano R.J., Ghose S., Watson K.A. et al. Processing and Properties of Vacuum Assisted Resin Transfer Molded Phenylethynyl Terminated Imide Composites // SAMPE. Baltimore, 2002. Art. NF1676L-13433.
33. Ghose S., Cano R.J., Britton S.M. et al. Phenylethynyl Terminated Imide (PETI) Composites Made by High Temperature VARTM // The 14th European conference on composite materials. Budapest, 2010. P. 1–10.
34. Williams M.K., Melendez O., Palou J. et al. Characterization of polyimide foams after exposure to extreme weathering conditions // Journal of adhesion science and technology. 2004. Vol. 18. No. 5. P. 561–573.
35. Williams M.K., Nelson G.L., Brenner J.R. et al. High performance polyimide foams // ACS Symposium Series. Washington, DC: American Chemical Society, 2001. P. 49–62.
36. Aromatic polyimide foam: pat. US6133330A; appl. 21.05.99; publ. 17.10.00.
37. Hou T.-H., Weiser E.S., Siochi E.J., St. Clair T.L. Processing characteristics of TEEK polyimide foam // High Performance Polymers. 2004. Vol. 16. No. 4. P. 487–504.
38. Kuwabara A., Ozasa M., Shimokawa T. et al. Basic mechanical properties of balloon-type TEEK-L polyimide-foam and TEEK-L filled aramid-honeycomb core materials for sandwich structures // Advanced composite materials. 2005. Vol. 14. No. 4. P. 343–363.
39. Williams M.K., Weiser E.S., Fesmire J.E. et al. Effects of cell structure and density on the properties of high performance polyimide foams // Polymers for Advanced Technologies. 2005. Vol. 16. No. 2–3. P. 167–174.
40. Weiser E.S., Johnson T.F., St. Clair T.L. et al. Polyimide foams for aerospace vehicles // High Performance Polymers. 2000. Vol. 12. No. 1. P. 1–12.
41. Каблов Е.Н., Бейдер Э.Я., Петрова Г.Н., Столянков Ю.В., Румянцева Т.В. Пенополиими́ды // Труды ВИАМ. 2015. № 4. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-9-9.
42. Structures from low dielectric polyimides: pat. US5338826A; appl. 28.09.92; publ. 16.08.94.
43. Process for preparing essentially colorless polyimide film containing phenoxy-linked diamines: pat. US4595548A; appl. 23.08.84; publ. 17.06.86.
44. Thompson C.M., Herring H.M., Gates T.S., Connell J.W. Preparation and characterization of metal oxide/polyimide nanocomposites // Composites science and technology. 2003. Vol. 63. No. 11. P. 1591–1598.
45. Wooldridge E.M., Powers C.E. Evaluation of thin films for the Next-Generation Space Telescope (NGST) sunshield // Space Telescopes and Instruments. Kona, Hawaii, 1998. P. 134–140.
46. Woo B., Ertmer K.M., Coverstone V.L. et al. Deployment experiment for ultralarge solar sail system (ultrasail) // Journal of Spacecraft and Rockets. 2011. Vol. 48. No. 5. P. 874–880.
47. Reed K., Willenberg H.J. Early commercial demonstration of space solar power using ultralightweight arrays // Acta Astronautica. 2009. Vol. 65. No. 9–10. P. 1250–1260.
48. Nazarenko V., St. Clair A., Klouda R. et al. Chemically imidized polyimide as an alignment material for liquid crystal displays // SID Symposium Digest of Technical Papers. Wiley, 1998. P. 135–138.

49. Dingemans T.J., van der Zwaag S., Knijnenberg A. et al. Novel liquid crystal thermoset resins for cryogenic fuel tank applications // The 24th International Congress of the Aeronautical Sciences. Yokohama, 2004. P. 1–4.
50. Pavlick M., Johnson W., Jensen B., Weiser E. Evaluation of mechanical properties of advanced polymers for composite cryotank applications // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2009. Vol. 40. No. 4. P. 359–367.

References

1. Davydova I.F., Kablov E.N., Kavun N.S. Heat-resistant non-flammable polyimide glass-fiber laminates for aviation and rocket technology products. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2009, no. 7, pp. 2–11.
2. Scola D. Polyimide Resins. *ASM Handbook*. ASM International, 2001, vol. 21: Composites, pp. 105–119.
3. Mikhailin Yu.A. Technological and operational characteristics of polyimide binders, prepregs and imidoplastics of the PMR type (review). *Plasticheskie massy*, 1984, no. 3, pp. 17–23.
4. Akhmadieva K.R., Petrova A.P., Shosheva A.L., Bokov V.V. Heat-resistant polyimide adhesive of constructive purposes. *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-15-24.
5. Zharinov M.A., Shimkin A.A., Akhmadieva K.R., Zelenina I.V. Features and properties of solvent-free PMR-type polyimide resin. *Trudy VIAM*, 2018, no. 12 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 14, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-46-53.
6. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Sidorina A.I., Slavin A.V. High-temperature carbon fiber reinforced plastics based on polyimide binders. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 13, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-71-88.
7. Zelenina I.V., Valueva M.I., Nacharkina A.V., Kurshev E.V. Structure and properties of high-temperature carbon fiber reinforced plastic based on polyimide binder. *Trudy VIAM*, 2023, no. 3 (121), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 17, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-13-28.
8. Pater R.H., Curto P.A. Advanced materials for space applications. *Acta Astronautica*, 2007, vol. 61, no. 11–12, pp. 1121–1129.
9. *Process for preparing a tough, soluble, aromatic, thermoplastic copolyimide*: pat. US5639850A; appl. 18.05.95; publ. 17.06.97.
10. Whitley K.S. Mechanical Properties of LaRC TM SI Polymer for a Range of Molecular Weights. *NASA technical memorandum*. Hampton, 2000, pp. 5–32.
11. *Tough, soluble, aromatic, thermoplastic copolyimides*: pat. US5741883A; appl. 16.12.94; publ. 21.04.98.
12. Holloway N.M., Barnes K.N., Draughon G.K., Scott L.A. Fabrication of adhesiveless lightweight flexible circuits using Langley Research Center soluble-imide «LaRC-SI» polyimide film. *SPIE*. San Diego, 2002, pp. 293–303.
13. Sang Q. *Preparation and etching of LaRC-SI polyimide film*. Louisville: University of Louisville, 1999, p. 1073.
14. Bryant R.G. Moving Technology from Test Tube to Commercial Product: A Case Study of Three Inventions. *Recent Progress in Space Technology*, 2014, vol. 4, no. 1, p. 38.
15. *Low Toxicity High Temperature PMR Polyimides*: pat. US5171822A; appl. 05.02.91; publ. 15.12.92.
16. Hou T.H., Wilkinson S.P., Johnston N.J. et al. Processing and properties of IM7/LARC-RP46 polyimide composites. *39th International SAMPE Symposium and Exhibition*. Anaheim, California, 1994, pp. 1–14.
17. Hutapea P., Yuan F. The effect of thermal aging on the Mode-I interlaminar fracture behavior of a high-temperature IM7/LARC-RP46 composite. *Composites science and technology*, 1999, vol. 59, no. 8, pp. 1271–1286.

18. Simone C.D., Xiao Y., Sun X., Scola D. Some aspects of the cure of RP-46, a nadic end-capped polyimide, and phenyl nadimide and bis-nadic-3,4'-ODA model compounds. *High Performance Polymers*, 2005, vol. 17, no. 1, pp. 51–72.
19. Pater R.H. Polyimide Resins Resist Extreme Temperatures. *Spinoff NASA Contribution*. Virginia, 2009, p. 57.
20. *Heat, moisture, and chemical resistant polyimide compositions and methods for making and using them*: pat. US6777525B2; appl. 01.04.02; publ. 17.08.04.
21. Hawkins B.P., Hinkley J.A., Pater R.H., Moore J. Stretch-orientation of LaRC™ RP50 polyimide film. *High Performance Polymers*, 2006, vol. 18, no. 4, pp. 469–478.
22. *Imide oligomers endcapped with phenylethynyl phthalic anhydrides and polymers therefrom*: pat. US5567800A; appl. 28.10.94; publ. 22.10.96.
23. *Phenylethynyl terminated imide oligomers*: pat. US5412066A; appl. 03.04.94; publ. 02.05.95.
24. Fang X., Scola D.A. Investigation of microwave energy to cure carbon fiber reinforced phenylethynyl-terminated polyimide composites, PETI-5/IM7. *Journal of Polymer Science. Part A: Polymer Chemistry*, 1999, vol. 37, no. 24, pp. 4616–4628.
25. Thompson C., Connell J., Hergenrother P. Adhesive and composite properties of a new phenylethynyl terminated imide. *47th International SAMPE Symposium and Exhibition*. Hampton, 2002, pp. 1–13.
26. Ghose S., Watson K.A., Cano R.J. et al. High temperature VARTM of phenylethynyl terminated imides. *High Performance Polymers*, 2009, vol. 21, no. 5, pp. 653–672.
27. Cho D., Drzal L.T. Characterization, properties, and processing of LaRC PETI-5 as a high-temperature sizing material. II. Thermal characterization. *Journal of Applied Polymer Science*, 2000, vol. 75, no. 10, pp. 190–199.
28. Gavrish A.V., Akhmadieva K.R., Shosheva A.L., Lavrin M.A. Thermosetting oligoimides with phenylethynyl reactive groups. *Trudy VIAM*, 2023, no. 9 (127), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 22, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-9-41-56.
29. Cho D., Choi Y., Drzal L.T. Characterization, properties, and processing of LaRC PETI-5® as a high-temperature sizing material: III. Adhesion enhancement of carbon/BMI composites. *The Journal of Adhesion*, 2003, vol. 79, no. 1, pp. 1–22.
30. Tenney D.R., Davis J.G., Pipes R.B., Johnston N. NASA Composite Materials Development: Lessons Learned and Future Challenges. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, no. 1, pp. 25–26.
31. *Composition of and method for making high performance resins for infusion and transfer molding processes*: pat. US6359107B1; appl. 18.05.00; publ. 19.03.02.
32. Cano R.J., Ghose S., Watson K.A. et al. Processing and Properties of Vacuum Assisted Resin Transfer Molded Phenylethynyl Terminated Imide Composites. *SAMPE*. Baltimore, 2002, art. NF1676L-13433.
33. Ghose S., Cano R.J., Britton S.M. et al. Phenylethynyl Terminated Imide (PETI) Composites Made by High Temperature VARTM. *The 14th European conference on composite materials*. Budapest, 2010, pp. 1–10.
34. Williams M.K., Melendez O., Palou J. et al. Characterization of polyimide foams after exposure to extreme weathering conditions. *Journal of adhesion science and technology*, 2004, vol. 18, no. 5, pp. 561–573.
35. Williams M.K., Nelson G.L., Brenner J.R. et al. High performance polyimide foams. *ACS Symposium Series*. Washington, DC: American Chemical Society, 2001, pp. 49–62.
36. *Aromatic polyimide foam*: pat. US6133330A; appl. 21.05.99; publ. 17.10.00.
37. Hou T.-H., Weiser E.S., Siochi E.J., St. Clair T.L. Processing characteristics of TEEK polyimide foam. *High Performance Polymers*, 2004, vol. 16, no. 4, pp. 487–504.
38. Kuwabara A., Ozasa M., Shimokawa T. et al. Basic mechanical properties of balloon-type TEEK-L polyimide-foam and TEEK-L filled aramid-honeycomb core materials for sandwich structures. *Advanced composite materials*, 2005, vol. 14, no. 4, pp. 343–363.

39. Williams M.K., Weiser E.S., Fesmire J.E. et al. Effects of cell structure and density on the properties of high performance polyimide foams. *Polymers for Advanced Technologies*, 2005, vol. 16, no. 2–3, pp. 167–174.
40. Weiser E.S., Johnson T.F., St. Clair T.L. et al. Polyimide foams for aerospace vehicles. *High Performance Polymers*, 2000, vol. 12, no. 1, pp. 1–12.
41. Kablov E.N., Bejder E.Ya., Petrova G.N., Stolyankov Yu.V., Rumyantseva T.V. Foamed polyimides. *Trudy VIAM*, 2015, no. 4, paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 22, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-9-9.
42. *Structures from low dielectric polyimides*: pat. US5338826A; appl. 28.09.92; publ. 16.08.94.
43. *Process for preparing essentially colorless polyimide film containing phenoxy-linked diamines*: pat. US4595548A; appl. 23.08.84; publ. 17.06.86.
44. Thompson C.M., Herring H.M., Gates T.S., Connell J.W. Preparation and characterization of metal oxide/polyimide nanocomposites. *Composites science and technology*, 2003, vol. 63, no. 11, pp. 1591–1598.
45. Wooldridge E.M., Powers C.E. Evaluation of thin films for the Next-Generation Space Telescope (NGST) sunshield. *Space Telescopes and Instruments*. Kona, Hawaii, 1998, pp. 134–140.
46. Woo B., Ertmer K.M., Coverstone V.L. et al. Deployment experiment for ultralarge solar sail system (ultrasail). *Journal of Spacecraft and Rockets*, 2011, vol. 48, no. 5, pp. 874–880.
47. Reed K., Willenberg H.J. Early commercial demonstration of space solar power using ultralightweight arrays. *Acta Astronautica*, 2009, vol. 65, no. 9–10, pp. 1250–1260.
48. Nazarenko V., St. Clair A., Klouda R. et al. Chemically imidized polyimide as an alignment material for liquid crystal displays. *SID Symposium Digest of Technical Papers*. Wiley, 1998, pp. 135–138.
49. Dingemans T.J., van der Zwaag S., Knijnenberg A. et al. Novel liquid crystal thermoset resins for cryogenic fuel tank applications. *The 24th International Congress of the Aeronautical Sciences*. Yokohama, 2004, pp. 1–4.
50. Pavlick M., Johnson W., Jensen B., Weiser E. Evaluation of mechanical properties of advanced polymers for composite cryotank applications. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, vol. 40, no. 4, pp. 359–367.

Информация об авторах

Шошева Анфиса Львовна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Копнов Александр Юрьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лаврин Максим Александрович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Митрошина Арина Андреевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anfisa L. Shosheva, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander Yu. Kopnov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Maxim A. Lavrin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Arina A. Mitroshina, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 06.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.03.2025.
The article was submitted 06.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.03.2025.

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-84-95

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ХРАНЕНИЯ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРЕПРЕГА УГЛЕПЛАСТИКА ВКУ-39/ВТКУ-2.200

О.Н. Клименко¹, И.Н. Гуляев¹, Р.Р. Иванов¹

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

Аннотация. Проведена оценка влияния повышенной температуры хранения на реакционную способность препрега углепластика и свойства полимерного композиционного материала на его основе. В качестве объекта исследования рассмотрен препрег углепластика марки ВКУ-39/ВТКУ-2.200 на основе расплавленного эпоксидного связующего марки ВСЭ-1212. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии исследованы технологические характеристики препрега. Исследованы свойства углепластика на основе препрега ВКУ-39/ВТКУ-2.200 в исходном состоянии и после хранения в условиях повышенной температуры в течение 5–20 сут.

Ключевые слова: препрег, углепластик, углеродная ткань, свойства полимерного композиционного материала, автоклавное формование, условия хранения

Для цитирования: Клименко О.Н., Гуляев И.Н., Иванов Р.Р. Исследование влияния условий хранения на физико-химические и физико-механические характеристики препрега углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200 // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-84-95.

Scientific article

STUDY OF INFLUENCE OF STORAGE CONDITIONS ON PHYSICAL AND CHEMICAL AND PHYSICAL-MECHANICAL CHARACTERISTICS OF PREPREG VKU-39/VTkU-2.200

O.N. Klimenko¹, I.N. Gulyaev¹, R.R. Ivankov¹

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 describes impact assessment of elevated storage temperature on reaction capacity of prepreg carbon fiber reinforced plastic (CFRP) and properties of the polymeric composite material on its basis. Prepreg VKU-39/VTkU-2.200 on the basis of molten epoxy binder VSE-1212 has been chosen as the object of the study. Technological characteristics of prepregs have been studied by methods of differential scanning calorimetry. Properties CFRP based on prepreg VKU-39/VTkU-2.200 in initial condition and after storage in conditions of elevated temperature within 5–20 days are investigated.

Keywords: prepreg, carbon fiber, carbon fabric, properties of polymer composite material, autoclave molding, storage conditions

For citation: Klimenko O.N., Gulyaev I.N., Ivankov R.R. Study of influence of storage conditions on physical and chemical and physical-mechanical characteristics of prepreg VKU-39/VTkU-2.200. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-84-95.

Введение

В настоящее время отрасль полимерных композиционных материалов (ПКМ) развивается быстрыми темпами. Количество конструкций из угле- и стеклопластиков увеличивается. Углепластики получили широкое распространение при производстве деталей и конструкций авиационной и космической техники. При изготовлении конструктивных элементов авиационных двигателей и крыльев самолета МС-21 используются ПКМ на основе термореактивной матрицы и углеродной ткани. Следует отметить, что с каждым годом требования, предъявляемые к физико-механическим и физико-химическим показателям полимерных материалов, ужесточаются [1–3]. Наиболее важными преимуществами ПКМ на основе стеклянных и углеродных тканей являются масса и прочность [4]. Конструкционные детали из ПКМ имеют плотность от 1,5 до 1,7 г/см³, в то время как плотность металлов и сплавов составляет $\geq 2,5$ г/см³. Согласно данным работы [5], в самолете МС-21 доля ПКМ достигает 60–65 %, что позволило облегчить конструкцию крыла с применением технологии вакуумной инфузии. В настоящее время ПКМ активно используются для создания беспилотных летательных аппаратов [6–9]. Зачастую для формования изделий и конструкций из углепластика применяют методы вакуумной инфузии и автоклавного формования [9–12].

Препрегом называется полуфабрикат, состоящий из непрерывного армирующего наполнителя, предварительно пропитанного полимерным связующим. Препрег представляет собой материал в виде рулона, в котором для предотвращения склеивания слоев проложена разделительная пленка. Несомненными преимуществами препреговой технологии являются: высокое качество материала, возможность создания сложнопрофильных изделий, различные методы переработки, широкий спектр применения материалов. Препреги на основе эпоксидных связующих являются термореактивными материалами. Это означает, что химическая реакция их отверждения происходит под воздействием температуры. Однако даже при комнатной температуре в материале могут происходить химические процессы, в том числе частичное отверждение, что в дальнейшем приводит к ухудшению свойств ПКМ. Именно поэтому требуется строгий контроль условий хранения, предусмотренных нормативной документацией на материал.

Одним из приоритетных направлений современного материаловедения является исследование физико-химических и теплофизических характеристик перспективных полимерных композиций с повышенной теплостойкостью, улучшенными деформационно-прочностными свойствами для выбора оптимальных параметров переработки – температуры и давления. Изделия, произведенные из препрегов методом автоклавного формования, обладают комплексом уникальных свойств, так как в процессе переработки обеспечиваются равномерное приложение давления и одинаковая температура воздействия на материал.

Согласно данным работы [13], физико-химические и теплофизические свойства препрегов способны меняться в процессе хранения полуфабриката при комнатной температуре. Это связано с тем, что на препрег углепластика воздействует ряд физических, химических и биологических факторов, в результате чего в полимерном связующем обычно разрываются основные цепи макромолекулы и поперечные связи между ними. Все эти процессы сопровождаются отрывом радикалов и присоединением к ним других атомов, что в дальнейшем отрицательно влияет на физико-химические, физические и механические свойства материала [14–17]. Одним из важных свойств композита в процессе переработки является липкость [15, 18], которую определяют несколькими методами, подробно описанными в статье [19].

Ключевым фактором, влияющим на свойства препрега, является температурный режим хранения. При увеличении температуры хранения выше рекомендованных

значений может произойти нежелательная полимеризация, что приведет к преждевременному отверждению материала. Это, в свою очередь, может негативно сказаться на физико-механических свойствах отвержденного ПКМ, таких как плотность, пористость, прочность при сжатии и межслойном сдвиге, а также на адгезии к другим материалам.

Исследование кинетики процесса отверждения препрегов является важной задачей для технологов и химиков. Для определения физико-химических свойств ПКМ зачастую используется метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Данный метод позволяет измерять изменение теплового потока в образце при контролируемом изменении температуры. Метод ДСК широко применяется для анализа фазовых переходов, реакций отверждения, термической стабильности и других химических процессов, происходящих в материалах, что помогает технологам при разработке и изготовлении деталей из ПКМ [20–22]. Для определения эксплуатационных свойств углепластиков используют метод динамического механического анализа, который применяется для изучения вязкоупругих свойств ПКМ под воздействием температуры, частоты и механических нагрузок. Данный метод позволяет определить температуру стеклования и понять, в какой момент начинают изменяться механические свойства ПКМ под действием повышенной температуры [23–28].

Цель исследования – анализ изменения физико-химических свойств препрега и упруго-прочностных свойств углепластика на его основе при хранении полуфабриката в помещении с повышенной температурой.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [29].

Материалы и методы

В качестве объекта исследования выбран препрег углепластика марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 (ТУ 1-595-11-1633–2016) на основе эпоксидного расплавного связующего ВСЭ-1212 (ТУ 1-595-12-1068–2009), предназначенный для применения в конструкции мотогондолы и основных силовых элементов планера, работающих в интервале температур от –60 до +150 °С.

Данный препрег получен на пропиточной установке с автоматизированным управлением и двумя действующими коутерами. Для предотвращения склеивания слоев между собой в качестве антиадгезионной подложки использованы силиконизированная бумага и полиэтиленовая пленка. Следует отметить, что автоматизированное управление линией пропитки позволяет добиться разброса содержания связующего в препреге относительно номинального значения в интервале от 1 до 3 %.

Для проведения исследования осуществлен раскрой препрега на слои размером 100×100 мм, определены характеристики препрега в исходном состоянии. Далее часть образцов хранили в климатических камерах в течение 5, 10, 15 и 20 сут при температуре 25 и 26 °С. Для определения жизнеспособности препрега использовали ДСК-анализ, который широко применяется для исследования реакционной способности материалов. Данный метод зачастую используется для моделирования и коррекции температурно-временного режима процесса отверждения ПКМ. Следует отметить, что ДСК-анализ позволяет контролировать процесс отверждения, выявлять тепловые эффекты, связанные со стеклованием, плавлением и химическим превращением, а также оценивать степень сшивки связующего. При выполнении данной работы использовали высокочувствительный ДСК-анализатор с рабочими температурами от –50 до +400 °С, который снабжен программным обеспечением. Испытания проводили в динамической среде сухого инертного газа – азота, скорость нагрева образцов составляла 10 °С/мин. Для определения физико-химических свойств препрега исследовано по три образца для каждого периода хранения.

Для оценки физико-механических характеристик углепластиков из препрега после хранения в условиях повышенной температуры методом автоклавного формования изготовлены плиты размером 320×320 мм при давлении 0,7 МПа с конечной температурой отверждения 180 °С. Далее плиты подвергали торцовке и дальнейшей разрезке на образцы с помощью алмазного круга с водяным охлаждением.

Упруго-прочностные характеристики образцов углепластиков определяли на высокоточной разрывной машине, которая соответствует требованиям ГОСТ 28840–90 и имеет максимальное усилие 5кН. Образцы испытывали при комнатной температуре (23 ± 2 °С) и относительной влажности 50 ± 10 %.

Для оценки упруго-прочностных характеристик образцов углепластиков использовали следующие методы.

Плотность определяли согласно ГОСТ 15139–69 «Пластмассы и методы определения плотности (объемной массы)». При выполнении испытания использовали дистиллированную воду и аналитические весы с точностью взвешивания до 0,0001 г. При выполнении работы использованы образцы размером 25×25 мм.

Предел прочности и модуль упругости при растяжении определяли согласно ГОСТ Р 56785–2015 «Композиты полимерные. Метод испытания на растяжение плоских образцов». Для определения данных параметров использовали образцы размером 25×250×2,5 мм. Модуль упругости ПКМ определяли с помощью контактного экстензометра.

Предел прочности при сжатии определяли согласно ГОСТ Р 56812–2015 «Композиты полимерные. Метод определения механических характеристик при комбинированной сжимающей нагрузке». Для определения данного параметра использовали образцы размером 12×140×2,5 мм.

Предел прочности и модуль упругости при изгибе определяли согласно ГОСТ Р 57866–2023 «Композиты полимерные. Методы определения механических характеристик при изгибе непрерывно-армированных композитов». Для определения данных параметров использовали образцы размером 13×100×2,5 мм. По значениям прогиба и нагрузке, которая потребовалась для его получения, вычисляли модуль упругости образцов углепластика.

Предел прочности при межслойном сдвиге определяли согласно ГОСТ Р 57745–2017 «Композиты полимерные. Определение предела прочности при межслойном сдвиге ламинатов методом короткой балки». Для определения данного параметра использовали образцы размером 5×15×2,5 мм.

Толщину плиты определяли с помощью толщиномера с точностью измерения 0,001 мм.

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

Результаты и обсуждение

Изготовленную партию препрега углепластика марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 исследовали на соответствие требованиям ТУ 1-595-11-1633–2016. Согласно техническим условиям на препрег, для обеспечения необходимого уровня свойств материала в течение срока годности хранение необходимо осуществлять в герметично упакованном в полиэтиленовую пленку виде при температуре $-(18 \pm 3)$ °С. Результаты исследований приведены в табл. 1.

Результаты оценки влияния условий хранения препрега на физико-химические и физико-механические характеристики углепластика марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 приведены в табл. 2 и 3 и на рис. 1 и 2.

Таблица 1

Характеристики препрега углепластика марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии

Показатель	Требования по ТУ	Фактическое значение показателя
Массовая доля связующего в препреге, %	36±4	35,1–37,3
Поверхностная плотность препрега, г/м ²	279–350	311–325
Время гелеобразования связующего в препреге при температуре 150±2 °С, мин	25±10	23
Температура начала активной реакции отверждения связующего в препреге (скорость нагрева 10 °С/мин), °С	165±10	171
Температура максимума пика отверждения связующего в препреге, °С	215±10	212
Тепловой эффект реакции отверждения, Дж/г	105±45	128
Толщина монослоя углепластика, мм	0,19–0,24	0,191–0,195
Плотность углепластика, г/см ³	1,45–1,60	1,56–1,58
Предел прочности при растяжении углепластика в направлении [0°], МПа (не менее)	750	816
Модуль упругости при растяжении углепластика, ГПа (не менее)	60	63
Предел прочности при изгибе углепластика, МПа (не менее)	750	1032
Модуль упругости при изгибе углепластика, ГПа (не менее)	50	59
Предел прочности при сжатии углепластика, МПа (не менее)	600	745
Предел прочности при межслойном сдвиге углепластика, МПа (не менее)	68	79
Примечание. Упруго-прочностные характеристики образцов углепластика определены при температуре 23±2 °С.		

Таблица 2

Результаты исследования характеристик препрега углепластика марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200

Условия хранения	Тепловой эффект реакции отверждения связующего в препреге, Дж/г	Температура, °С		Время гелеобразования связующего в препреге при 150±2 °С, мин
		начала активной реакции отверждения	максимума пика реакции отверждения	
Согласно ТУ 1-595-11-1633–2016	105±45	165±10	215±10	25±10
В исходном состоянии	128	171	212	23
Выдержка при температуре 25 °С, сут:				
5	133	172	213	24
10	129	173	212	23
15	127	173	214	24
20	124	174	215	24
Выдержка при температуре 26 °С, сут:				
5	130	171	214	24
10	128	173	212	24
15	126	173	214	24
20	123	174	215	25

Таблица 3

**Толщина монослоя и плотность отформованных плит углепластика
марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 из препрега после хранения**

Условия хранения	Толщина монослоя, мм	Плотность, г/см ³
Согласно ТУ 1-595-11-1633–2016	0,19–0,24	1,45–1,60
В исходном состоянии	0,194	1,59
Выдержка при температуре 25 °С, сут:		
5	0,195	1,59
10	0,193	1,59
15	0,200	1,58
20	0,205	1,56
Выдержка при температуре 26 °С, сут:		
5	0,191	1,59
10	0,196	1,59
15	0,199	1,57
20	0,201	1,56

Установлено, что хранение препрега при температуре 25–26 °С в течение 20 сут незначительно влияет на реакционную способность связующего ВСЭ-1212 в составе препрега, полученные показатели находятся в рамках диапазонов, допустимых техническими условиями на материал. Следует отметить снижение теплового эффекта реакции отверждения, которое свидетельствует о том, что часть реакционноспособных групп прореагировала с образованием трехмерной сетчатой структуры даже при комнатной температуре. Впоследствии это негативно отразится как на качестве, так и на физико-механических характеристиках углепластика.

Помимо реакционной способности, исследована такая характеристика, как текучесть связующего в препреге. Для этого использован гидравлический пресс и аналитические весы с точностью измерения до 0,0001 г. Результаты определения текучести представлены на рис. 1.

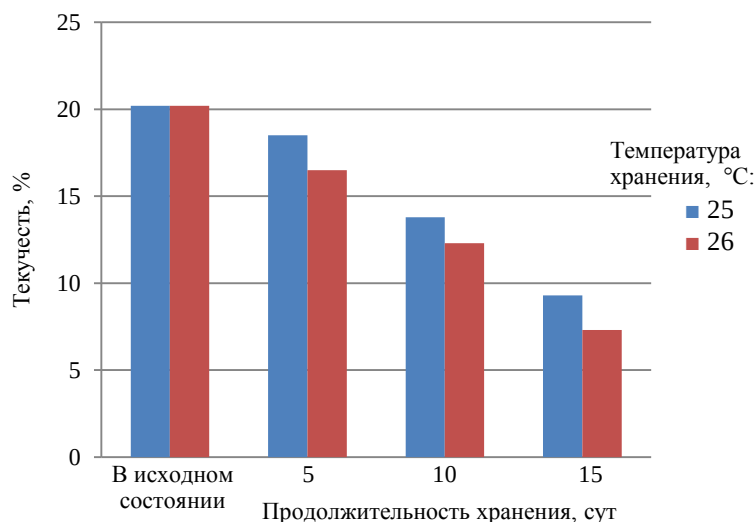


Рис. 1. Изменение текучести связующего ВСЭ-1212 в составе препрега марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в процессе хранения при повышенных температурах

Анализируя данные, приведенные на рис. 1, можно отметить значительное снижение показателя текучести: с увеличением количества дней пребывания препрега в комнатных условиях текучесть уменьшается в 3 раза, минимальное значение показателя

(7 %) получено после 15 сут хранения препрега при температуре 26 °С. Зачастую снижение текучести связующего в препреге вызывает уменьшение липкости и ухудшение драпируемости. Изменение реологических характеристик связующего приводит к изменениям поверхностной плотности пленки связующего, а впоследствии – к образованию неоднородностей на поверхности препрега и отформованного ПКМ.

Результаты определения физико-механических характеристик углепластиков из препрега после хранения в условиях повышенной температуры приведены в табл. 3.

Зафиксированы незначительное снижение плотности и повышение толщины моно слоя с увеличением продолжительности хранения препрега при температурах 25 и 26 °С. Характер изменения этих показателей при постоянном значении содержания связующего (от 35,1 до 37,3 %) свидетельствует о том, что в процессе хранения при повышенной температуре молекулярная масса препрега возрастает. Это приводит к увеличению вязкости полимерного связующего, что в дальнейшем влияет на технологические параметры переработки полуфабриката в ПКМ и приводит к снижению качества получаемого пластика.

Физико-механические характеристики образцов углепластика из препрега после хранения приведены на рис. 2.

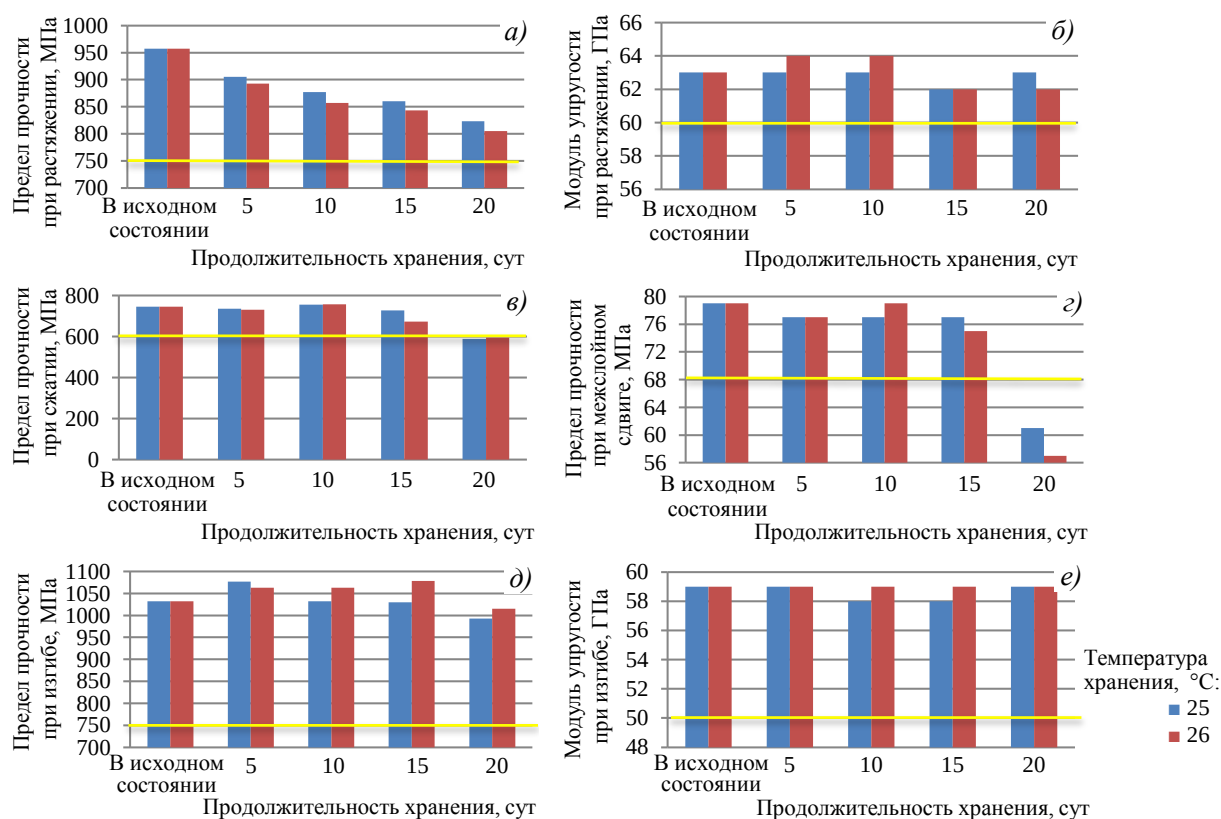


Рис. 2. Изменение предела прочности при растяжении (а), модуля упругости при растяжении (б), предела прочности при сжатии (в), предела прочности при межслойном сдвиге (г), предела прочности при изгибе (д) и модуля упругости при изгибе (е) образцов углепластика из препрега после хранения при повышенной температуре (— уровень свойств согласно техническим условиям)

Отмечена тенденция снижения физико-механических характеристик образцов углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 при увеличении температуры и продолжительности хранения препрега. Основное снижение наблюдается для таких показателей, как предел

прочности при сжатии и предел прочности при межслойном сдвиге. Межслоевая прочность – это способность материала сопротивляться расслоению. Таким образом, адгезия имеет основное значение для обеспечения межслоевой прочности ПКМ. При длительном хранении даже при комнатной температуре в препрегах на основе связующего ВСЭ-1212 могут происходить процессы частичного отверждения, что приводит к увеличению вязкости связующего, а в дальнейшем, в процессе формования ПКМ, – к неравномерному распределению связующего в пакете препрега и, как следствие, к получению некачественного пластика с повышенной пористостью и низкой адгезионной прочностью между слоями. Все эти факторы негативно сказываются на прочности при сжатии и межслойном сдвиге, так как данные характеристики зависят от взаимодействия матрицы с армирующим наполнителем.

Заключения

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

Оптимальная температура хранения препрегов на основе связующего ВСЭ-1212 составляет -18°C , при такой температуре процессы старения замедляются, что позволяет сохранить свойства материала на протяжении длительного времени. Хранение и переработка материала при комнатной температуре ограничены значением 23°C , так как при увеличении температурно-временного диапазона связующее в препреге начинает частично образовывать трехмерную структуру, что приводит к снижению характеристик материала.

Жизнеспособность препрега характеризуется способностью связующего сохранять в течение длительного времени высокоэластичные свойства, обеспечивающие липкость и драпируемость. С увеличением температуры хранения препрегов с течением времени возрастает вязкость связующего, что приводит к снижению текучести, липкости, драпируемости и, как следствие, к неравномерному распределению связующего в пакете препрега при формовании.

Хранение препрега при повышенной температуре длительное время негативно сказывается на качестве углепластика. Так, по результатам исследования установлено, что с увеличением продолжительности и температуры хранения незначительно снижается плотность ПКМ и увеличивается толщина монослоя. Это свидетельствует о том, что в процессе хранения эпоксидная смола и отвердитель в матрице взаимодействуют, частично образуется сетчатая структура полимера, что в дальнейшем не позволяет получить качественный пластик.

Повышенная температура хранения препрега приводит к частичному отверждению матрицы, деградации связующего и в конечном итоге к ухудшению физико-механических характеристик материала, что негативно сказывается на качестве готовых изделий и увеличивает производственные риски. Соблюдение рекомендаций по хранению препрегов на основе связующего ВСЭ-1212 является критически важным для сохранения упруго-прочностных характеристик и получения высококачественных изделий из ПКМ на их основе.

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. DOI: 10.31857/S0869587320040052.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
3. Давыдова И.Ф., Каблов Е.Н., Кавун Н.С. Термостойкие негорючие полиимидные стеклотекстолиты для изделий авиационной и ракетной техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2009. № 7. С. 2–11.

4. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
5. Рыжков В.В., Чернега А.А. Настоящее и будущее полимерных композиционных материалов // Мат. III Всерос. науч.-практ. конф. «Проблемы создания и применения космических аппаратов и систем средств выведения в интересах решения задач Вооруженных Сил Российской Федерации». СПб.: Военно-космическая академия имени А.Ф. Можайского, 2022. С. 354–356.
6. Соколов В.В., Агашина Ж.В., Войнов С.И. и др. Технологическое проектирование углепластиковых деталей со сложной геометрической формой для беспилотных летательных аппаратов // Пластические массы. 2022. № 11–12. С. 36–39. DOI: 10.35164/0554-2901-2022-11-12-36-39.
7. Блинкова Е.В., Зайцев И.А., Плюснин Н.И. Многофункциональные композиты на основе углеродных наноматериалов в полимерной матрице в беспилотном авиастроении // Военное обозрение. 2022. № 2 (12). С. 21–24.
8. Зайцев И.А., Спирин М.С., Москвитина Е.И. Разработка нанокompозитов для улучшения эксплуатационных характеристик корпусов беспилотных летательных аппаратов // Вестник Военного инновационного технополиса «Эра». 2022. Т. 3. № 4. С. 420–423. DOI: 10.56304/S2782375X22040155.
9. Соколов В.В., Войнов С.И., Агашина Ж.В. и др. Особенности технологического проектирования малогабаритных углепластиковых деталей со сложной геометрией, используемых в беспилотных летательных аппаратах // Полет. 2021. № 12. С. 54–60.
10. Сотников Е.В., Крееренко С.С. Сравнительный анализ методов автоклавного формования и вакуумной инфузии для изготовления изделий в авиастроении // Мат. Всерос. (национальной) науч.-практ. конф. «Актуальные проблемы науки и техники». Ростов н/Д: Донск. гос. техн. ун-т, 2023. С. 62–63.
11. Дюков В.А. Оптимизация технологического процесса автоклавного формования композитных авиационных конструкций сложной формы с предварительным исправлением их геометрии // Труды МАИ. 2021. № 116. С. 12. DOI: 10.34759/trd-2021-116-12.
12. Черфас Л.В., Гуняева А.Г., Комарова О.А., Антюфеева Н.В. Анализ срока годности наномодифицированного препрега при хранении по его реакционной способности // Труды ВИАМ. 2016. № 1 (37). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-99-106.
13. Бобович Б.Б. Полимерные конструкционные материалы (структура, свойства, применение). М.: ФОРУМ ИНФРА-М, 2014. 400 с.
14. Тимошков П.Н., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Липкость и возможность использования препрегов для автоматизированных технологий (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 8 (68). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
15. Большаков В.А., Антюфеева Н.В. Оценка модели процесса отверждения клеевого связующего в препреге // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
16. Пузырецкий Е.А., Донецкий К.И., Шабалин Л.П., Караваев Р.Ю., Савинов Д.В. Теоретико-экспериментальное исследование вакуумного формования семипрегов на основе углеродных наполнителей (ленты и ткани) и расплавленного эпоксидного связующего // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
17. Терехов И.В., Ткачук А.И., Донецкий К.И., Караваев Р.Ю. Технологические и эксплуатационные характеристики и области применения низковязкого эпоксидного связующего ВСЭ-62 с повышенной жизнеспособностью // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-43-50.
18. Постнов В.И., Никитин К.Е., Петухов В.И., Бурхан О.Л., Орзаев В.Г. Метод и устройство для определения липкости препрегов // Авиационные материалы и технологии. 2009. № 3 (12). С. 29–33.

19. Орлов Е.В., Гусев Ю.А., Хрульков А.В., Коротков И.А. Сравнительный анализ методов определения липкости препрега // Труды ВИАМ. 2016. № 7 (43). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-9-9.
20. Антюфеева Н.В., Старков А.И. Влияние содержания галогеносодержащего олигомера в составе клеевого связующего на кинетику процесса отверждения препрегов // Мат. VI Всерос. науч.-техн. конф. «Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения». М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. С. 198–216.
21. Мараховский П.С., Антюфеева Н.В., Большаков В.А. Практическое применение термического анализа при разработке и исследовании полимерных композиционных материалов // Мат. XII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Современные аспекты в области исследований структурно-фазовых превращений при создании материалов нового поколения». М.: ВИАМ, 2020. С. 310–325.
22. Кожевникова Ю.М., Толмачева И.Г., Капустина П.В. и др. Оптимизации температурно-временных режимов изготовления углепластиков на основании расчета кинетических параметров процесса отверждения связующих // Сб. докл. XX науч.-техн. конф. «Молодежь в науке». Саров: РФЯЦ – ВНИИЭФ, 2023. С. 332–338. DOI: 10.53403/9785951505460_332.
23. Косенко Е.А. Исследование деформационных свойств композитов с гибридной матрицей методом динамического механического анализа // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2021. № 10. С. 81–89. DOI: 10.34031/2071-7318-2021-6-10-81-89.
24. Сорокин В.О., Наумов А.В., Шкодич В.Ф., Ахмадуллин Р.М. Разработка углепластиков на основе полифениленсульфида // Мат. XI Междунар. конф. «Полимерные материалы пониженной горючести». Волгоград: Волгоград. гос. техн. ун-т, 2023. С. 150–152.
25. Кычкин А.А., Кычкин А.К., Лебедев М.П. Исследование эпоксигидридного связующего с наполнителями углеродных нанотрубок и карбида кремния методами рентгеноструктурного и динамического механического анализа // Вестник Томского государственного университета. Сер.: Химия. 2023. № 32. С. 144–163. DOI: 10.17223/24135542/32/11.
26. Тимошкин И.А., Алешкевич В.В., Афанасьева Е.С. и др. Термостойкие углепластики с матрицами на основе сополимера бис-фталонитрилов и бис-бензонитрила // Высокомолекулярные соединения. Сер.: С. 2020. Т. 62. № 2. С. 174–185. DOI: 10.31857/S2308114720020156.
27. 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: 22.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
28. Гуняева А.Г., Сидорина А.И., Курносов А.О., Клименко О.Н. Полимерные композиционные материалы нового поколения на основе связующего ВСЭ-1212 и наполнителей, альтернативных наполнителям фирм Porcher Ind. и Toho Tenax // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 3 (52). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.
29. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334. DOI: 10.31857/S0869587320040052.
2. Kablov E.N. New generation materials are the basis for innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intelлект i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Davydova I.F., Kablov E.N., Kavun N.S. Heat-resistant non-flammable polyimide glass fiber laminates for aviation and rocket technology products. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2009, no. 7, pp. 2–11.
4. Kablov E.N. Composites: Today and Tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.

5. Ryzhkov V.V., Chernega A.A. The Present and Future of Polymer Composite Materials. *Proc. III All-Russian Scientific and Practical Conf. «Problems of Creation and Application of Spacecraft and Launch Vehicle Systems in the Interests of Solving the Tasks of the Armed Forces of the Russian Federation»*. St. Petersburg: A.F. Mozhaisky Military Space Academy, 2022, pp. 354–356.
6. Sokolov V.V., Agashina Zh.V., Voynov S.I. et al. Technological Design of Carbon Fiber Parts with Complex Geometric Shapes for Unmanned Aerial Vehicles. *Plasticheskie massy*, 2022, no. 11–12, pp. 36–39. DOI: 10.35164/0554-2901-2022-11-12-36-39.
7. Blinkova E.V., Zaitsev I.A., Plyusnin N.I. Multifunctional composites based on carbon nanomaterials in a polymer matrix in unmanned aircraft construction. *Voennoe obozrenie*, 2022, no. 2 (12), pp. 21–24.
8. Zaitsev I.A., Spirin M.S., Moskvitina E.I. Development of nanocomposites to improve the performance characteristics of unmanned aerial vehicle bodies. *Vestnik Voennogo innovatsionnogo tekhnopolisa «Era»*, 2022, vol. 3, no. 4, pp. 420–423. DOI: 10.56304/S2782375X22040155.
9. Sokolov V.V., Voynov S.I., Agashina Zh.V. et al. Features of the technological design of small-sized carbon fiber parts with complex geometry used in unmanned aerial vehicles. *Polet*, 2021, no. 12, pp. 54–60.
10. Sotnikov E.V., Kreerenko S.S. Comparative analysis of autoclave molding and vacuum infusion methods for the manufacture of products in the aircraft industry. *Proc. All-Rus. (National) Scientific and Practical Conf. «Actual Problems of Science and Technology»*. Rostov-on-Don: Donsk. state tech. univ., 2023, pp. 62–63.
11. Dyukov V.A. Optimization of the technological process of autoclave molding of composite aircraft structures of complex shape with preliminary correction of their geometry. *Trudy MAI*, 2021, no. 116, p. 12. DOI: 10.34759/trd-2021-116-12.
12. Cherfas L.V., Gunyaeva A.G., Komarova O.A., Antyufeeva N.V. The analysis of nanomodified prepreg shelf life by its reactivity at storage. *Trudy VIAM*, 2016, no. 1 (37), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-99-106.
13. Bobovich B.B. *Polymer structural materials (structure, properties, application)*. Moscow: FORUM INFRA-M, 2014, 400 p.
14. Timoshkov P.N., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Stickiness and possibility of using prepreps for automated technologies (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 8 (68), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
15. Bolshakov V.A., Antyufeeva N.V. Evaluation of the curing process model of the adhesive binder in prepreg. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
16. Puzyretskiy E.A., Donetskii K.I., Shabalin L.P., Karavaev R.Yu., Savinov D.V. Theoretical and experimental study of the vacuum forming of semipreps 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: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
17. Terekhov I.V., Tkachuk A.I., Donetskii K.I., Karavaev R.Yu. Technological and operational characteristics of the VSE-62 low-viscosity epoxy resin with increased pot life and its application. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-43-50.
18. Postnov V.I., Nikitin K.E., Petukhov V.I., Burkhan O.L., Orzaev V.G. Method and device for determining the stickiness of prepreps. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2009, no. 3 (12), pp. 29–33.
19. Orlov E.V., Gusev Yu.A., Khrulkov A.V., Korotkov I.A. Comparative analysis of stickiness determination methods of prepreg. *Trudy VIAM*, 2016, no. 7 (43), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-9-9.
20. Antyufeeva N.V., Starkov A.I. Effect of the content of halogen-containing oligomer in the adhesive binder on the kinetics of the prepreg curing process. *Proc. VI All-Rus. scientific and technical conf. «Polymer composite materials and production technologies of the new generation»*. Moscow: National Research Center «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, pp. 198–216.

21. Marakhovsky P.S., Antyufeeva N.V., Bolshakov V.A. Practical application of thermal analysis in the development and study of polymer composite materials. *Proc. XII All-Rus. conf. on testing and research of materials properties «TestMat» on the topic «Modern aspects in the field of research of structural and phase transformations in the creation of new generation materials»*. Moscow: VIAM, 2020, pp. 310–325.
22. Kozhevnikova Yu.M., Tolmacheva I.G., Kapustina P.V. et al. Optimization of temperature-time modes of carbon fiber-reinforced plastics manufacturing based on the calculation of kinetic parameters of the binder curing process. *Coll. reports XX scientific-technical. conf. «Youth in Science»*. Sarov: RFNC – VNIIEF, 2023, pp. 332–338. DOI: 10.53403/9785951505460_332.
23. Kosenko E.A. Study of deformation properties of composites with a hybrid matrix by the method of dynamic mechanical analysis. *Vestnik BGTU im. V.G. Shukhova*, 2021, no. 10, pp. 81–89. DOI: 10.34031/2071-7318-2021-6-10-81-89.
24. Sorokin V.O., Naumov A.V., Shkodich V.F., Akhmadullin R.M. Development of carbon fiber reinforced plastics based on polyphenylene sulfide. *Proc. XI Int. Conf. «Polymer Materials of Low Flammability»*. Volgograd: Volgograd State Tech. Univ., 2023, pp. 150–152.
25. Kychkin A.A., Kychkin A.K., Lebedev M.P. Study of epoxy anhydride binder with carbon nanotube and silicon carbide fillers by X-ray diffraction and dynamic mechanical analysis. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Ser.: Khimiya*, 2023, no. 32, pp. 144–163. DOI: 10.17223/24135542/32/11.
26. Timoshkin I.A., Aleshkevich V.V., Afanasyeva E.S. et al. Heat-resistant carbon fiber reinforced plastics with matrices based on a copolymer of bis-phthalonitriles and bis-benzonitrile. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser.: S*, 2020, vol. 62, no. 2, pp. 174–185. DOI: 10.31857/S2308114720020156.
27. 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: May 22, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
28. Gunyaeva A.G., Sidorina A.I., Kurnosov A.O., Klimenko O.N. Polymeric composite materials of new generation on the basis of binder VSE-1212 and the filling agents alternative to ones of Porcher Ind. and Toho Tenax. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.
29. 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

Клименко Оксана Николаевна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

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

Иваньков Роман Русланович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Information about the authors

Oksana N. Klimenko, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Roman R. Ivankov, Second Category 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 666.3-1

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-96-105

РАССМОТРЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЫСОКОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ НОСИТЕЛЕЙ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ

А.С. Беспалов¹, А.В. Истомин¹

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

Аннотация. Рассмотрены основные направления применения катализаторов для процессов нефтепереработки, в том числе с целью импортозамещения. Показаны некоторые физико-механические характеристики высокопористого материала на основе оксидных волокон, раскрывающие перспективность применения данного класса материала в качестве носителей катализаторов. Методом магнитно-резонансной томографии изучено движение фронта воды в волокнистом высокопористом материале. Показано, что термическая активация поверхности волокон повышает сорбционную емкость материала.

Ключевые слова: волокнистый высокопористый материал, катализатор, сорбционная емкость, удельная поверхность

Для цитирования: Беспалов А.С., Истомин А.В. Рассмотрение особенностей высокопористых материалов для применения в качестве носителей каталитически активных веществ // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-96-105.

Scientific article

FEATURES OF HIGH-POROUS MATERIALS FOR USE AS CARRIERS OF CATALYTICALLY ACTIVE SUBSTANCES

A.S. Besspalov¹, A.V. Istomin¹

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

Abstract. The article considers the main directions of application of catalysts for oil refining processes, including those for the import substitution. Some properties of a high-porous material based on oxide fiber are demonstrated, revealing the prospect of using this class of material as catalyst carrier. The water front movement in a fibrous high-porous material has been studied by the magnetic resonance imaging (MRI process). It has been shown that thermal activation of the fiber surface increases the sorption capacity of the material.

Keywords: fibrous high-porous material, catalyst, sorption capacity, specific surface area

For citation: Besspalov A.S., Istomin A.V. Features of high-porous materials for use as carriers of catalytically active substances. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-96-105.

Введение

Не менее 90 % всех промышленных химических процессов требуют использования катализаторов, наибольший объем которых (до 40 %) потребляет нефтеперерабатывающая промышленность. В последние годы наблюдается тренд на увеличение доли выхода светлых нефтепродуктов, таких как автомобильный бензин и дизельное топливо, для производства которых в первую очередь используются катализаторы.

Большая часть применяемых в России катализаторов импортного производства. На момент введения санкций зависимость от импорта составляла 70–80 %, а по отдельным категориям приближалась к 100 % [1]. Наиболее востребованные в процессах нефтепереработки катализаторы производят десять ведущих компаний, причем 53 % рынка занимают BASF SE (18,1 %), WR Grace (7,0 %), Johnson Matthey (5,9 %), Albemarle Corp. (9,3 %), Haldor Topsoe (3,0 %), Honeywell (9,8 %) [2, 3].

В настоящее время в России особое внимание уделяется развитию отечественных мощностей по выпуску стратегически важных каталитических систем. На момент введения санкций в стране насчитывалось несколько крупных производителей катализаторов: ЗАО «Нижегородские сорбенты», ЗАО «Промышленные катализаторы», ООО «Новокуйбышевский завод катализаторов», ОАО «Ангарский завод катализаторов и органического синтеза», ОАО «Газпромнефть-ОНПЗ», ООО «Салаватский катализаторный завод», ООО «Стерлитамакский завод катализаторов», ООО «Ишимбайский специализированный химический завод катализаторов» [4–6]. Общие производственные мощности отечественных предприятий могут закрыть потребность нефтеперерабатывающих заводов в катализаторах на ~ (50–60) %. Выпускаемые катализаторы в основном применяют на начальных этапах процесса нефтепереработки.

Наиболее востребованными группами являются катализаторы каталитического крекинга, гидроочистки и гидрокрекинга. В этих процессах нефтепереработки применяют твердые катализаторы. Катализаторы гетерогенных процессов объединяют такие параметры, как пористость, фракционный состав, насыпная, кажущаяся и истинная плотности, механическая прочность, удельная поверхность, распределение пор по радиусам, объем пор, теплоемкость, теплостойкость [7].

Современные катализаторы для процессов нефтепереработки представляют собой композицию, состоящую из множества компонентов, каждый из которых отвечает за каталитические и/или физические свойства. Традиционно в процессах крекинга нефти применяют микросферический катализатор, представляющий собой композицию из активного компонента (ультрастабильного цеолита типа Y в редкоземельной форме) и матрицы, состоящей из связующего вещества и наполнителя [8, 9]. Для преодоления диффузионных ограничений реакции при синтезе цеолитов стараются уменьшить размер кристаллов. При размере кристалла цеолита ~2 мкм степень использования внутренней поверхности для каталитических процессов с крупными молекулами составляет 30–40 % [10].

Матрица также влияет на качество катализатора. Применяемые матрицы классифицируют по химическому составу, происхождению компонентов (синтетические и полусинтетические), а также по степени активности. В большинстве случаев в качестве носителя выступают материалы, являющиеся термически устойчивыми и химически инертными. В качестве матрицы используют оксид алюминия, кремнезем, активированный уголь, а в отдельных случаях – оксиды магния, титана, циркония, цинка и др. [11]. На практике в основном применяют полусинтетические матрицы, состоящие из оксида кремния, оксида алюминия и природной глины. Оксиды алюминия и циркония в составе каталитических систем выступают в качестве как носителя катализатора, повышая его активность, придавая ему механическую прочность, так и структурного

промотора, стабилизируя его структуру [12]. В основном в глубоких процессах нефтепереработки применяют катализаторы в виде цилиндров, колец Рашига, шариков, микросфер, частиц в форме звездочек, дужек, лепешек и прочих форм, обусловленных особенностями конкретных технологических процессов и конструкцией реакторов [13].

За долгие годы развития процессов нефтепереработки совершенствовались и процессы каталитического крекинга, в частности изменялись способы контакта сырья и катализатора (в стационарном слое, движущемся слое шарикового катализатора, «кипящем» слое микросферического катализатора в аппаратах с лифт-реактором). Изменения претерпевали не только технологические особенности процесса, но и форм-фактор применяемых катализаторов (таблетированные на основе природных глин, шариковые синтетические алюмосиликаты, микросферические алюмосиликаты, в том числе цеолитсодержащие). Все изменения приводили к увеличению выхода целевого продукта – бензина [14].

Подбором катализатора крекинга не следует пренебрегать, от правильно выбранного катализатора зависят выход и качество целевых продуктов, скорость протекания процесса, воспроизводимость, длительность работы каталитической системы. На современных предприятиях лидируют цеолитсодержащие катализаторы сложного строения. Это материалы, состоящие из матрицы на основе аморфного алюмосиликата; активного компонента, в качестве которого применяют цеолиты типа X, Y и ZSM-5; ряда добавок, способствующих повышению активности катализатора [15–17]. На рис. 1 представлено внутреннее строение типичного катализатора крекинга.

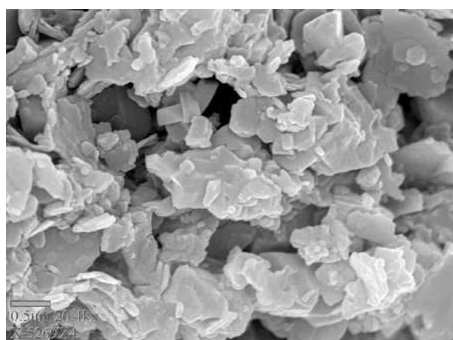


Рис. 1. Микроструктура катализатора, применяемого в процессах каталитического крекинга [18]

Еще одним основополагающим процессом нефтепереработки является гидрокрекинг. Увеличение значимости этого процесса связано с повышением доли перерабатываемой сернистой и высокосернистой нефти, что приводит к значительному увеличению количества оксидов серы, выбрасываемых в атмосферу. Гидрогенизационные процессы позволяют превращать сернистые соединения нефти в углеводороды и сероводород, направляемый на выработку элементарной серы или серной кислоты. В результате углеводороды, полученные с применением процесса гидрокрекинга, при сжигании выделяют в атмосферу гораздо меньшее количество вредных веществ [19].

Наряду с очисткой нефтепродуктов от соединений серы, процессы гидрокрекинга позволяют повысить степень переработки тяжелых фракций нефти, направляемых на получение в качестве основных продуктов керосиновой и дизельной фракций.

Промышленные катализаторы гидрокрекинга должны удовлетворять ряду требований, а именно иметь оптимальные текстурные характеристики для нанесения металлов, диффузии реагентов и продуктов; требуемую форму и размер гранул; высокую механическую прочность.

Гранулы современных катализаторов гидрокрекинга представляют собой экструдаты с поперечным сечением в форме круга, трилистника, симметричного или несимметричного четырехлистника с размером описанной окружности 1,2–2,0 мм. Форма и размер гранул катализатора обеспечивают требуемую прочность, минимальный перепад давления между входом и выходом из реактора, а также позволяют увеличить степень использования внутренней поверхности катализатора [20].

Наряду с мелкопористыми материалами, такими как цеолиты, в качестве носителей катализаторов разрабатывают ячеистые материалы с открытой пористостью (рис. 2). По сравнению с традиционными материалами перспективные высокопористые ячеистые носители обладают рядом конкурентных преимуществ: высокое значение коэффициента проницаемости (размер ячеек носителя можно варьировать от 0,5 до 5,0 мм); низкое гидравлическое сопротивление; большая внешняя (геометрическая) площадь поверхности, приводящая к высоким внешним скоростям массопереноса и отсутствию диффузионных ограничений (площадь поверхности – от 10 до 100 м²/г); высокая скорость теплопереноса (определяется природой носителя). На базе ПАО «Нижнекамскнефтехим» разработаны перспективные каталитические системы гидрокрекинга, при использовании которых из нефти Ашальчинского месторождения за проход удалось удалить до 30 % серы и снизить вязкость реакционной смеси в 70 раз за счет гидрирования части смол (15–18 %) в масляную фракцию [21].

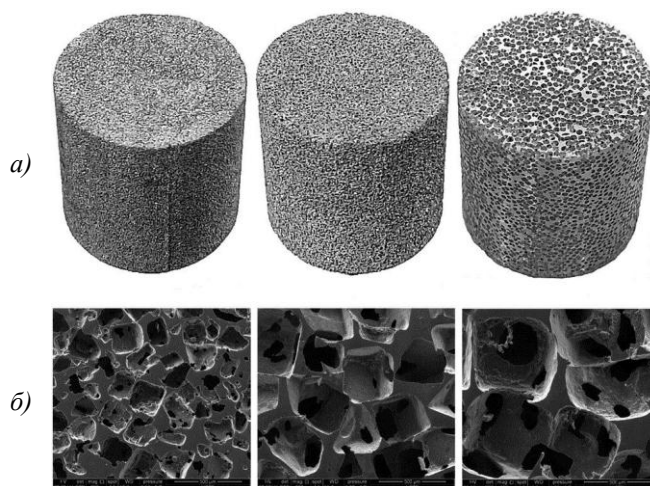


Рис. 2. Общий вид (а) и микроструктура (б) носителей катализаторов на основе высокопористых ячеистых материалов с различным размером пор [22]

Учитывая значительное повышение технологических показателей при использовании в качестве носителей катализаторов высокопористых ячеистых материалов, можно предположить, что применение волокнистых носителей будет иметь не меньший успех. Предпосылками успеха использования волокнистых материалов в процессах нефтепереработки могут служить: высокая удельная площадь поверхности, механическая прочность, возможность контроля структуры и размеров пор, применение в качестве носителя различных высокотемпературных оксидов и их смесей, возможность введения активных компонентов на стадии формирования носителя катализатора.

Материалы и методы

Перспективным носителем катализаторов процесса нефтехимической переработки может стать волокнистый пористый материал (ВПМ) на основе оксида алюминия [23, 24]. Исследуемый материал обладает высокой степенью анизотропии (рис. 3), плотностью ~350 кг/м³, прочностью при сжатии при 10%-ной деформации ~2,0 МПа.

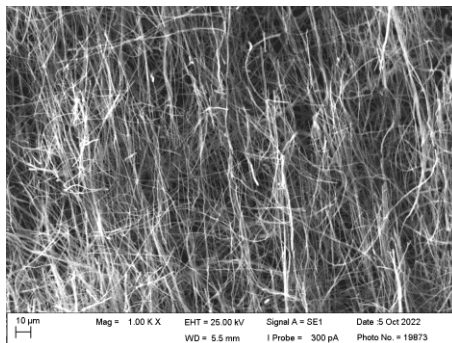


Рис. 3. Структура волокнистого пористого материала на основе оксида алюминия

Важным требованием для эффективной работы каталитических систем является равномерное заполнение катализатора реакционной смесью. Оценить внутреннюю структуру пористого материала и транспорт жидкости в пористую систему с высоко-развитой структурой позволяет метод ядерно-магнитного резонанса (ЯМР), а конкретно – ЯМР-томография, или метод магнитно-резонансной томографии (МРТ).

Метод МРТ давно и успешно используется в медицине, однако для материаловедения существуют некоторые ограничения его применения, связанные с техническими сложностями. В последние годы наблюдается распространение метода МРТ в материаловедческих целях. Следует обозначить перспективу данного метода в изучении композиционных [25, 26] и пористых материалов [27–29], используемых в качестве теплозащиты, при производстве различных фильтров [30], в каталитических системах, в том числе ВПМ с пористостью до 90–95 % [31].

Образцы насыщали водой в стеклянной ампуле при температуре 22 ± 3 °С. Визуализацию процесса поглощения воды проводили с помощью ЯМР-спектрометра (резонансная частота для ядер ^1H составляет 200,13 МГц), оборудованного томографической приставкой, обеспечивающей максимальную амплитуду градиента магнитного поля 1 Тл/м (исследовательское оборудование Красноярского научного центра СО РАН).

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

Результаты и обсуждение

Томографические изображения образца ВПМ, погруженного в воду на 2 ч, демонстрируют формирование внутренней области, заполненной водой, молекулы которой обладают высокой локальной подвижностью, сопоставимой с таковой у молекул воды в свободном пространстве. На рис. 4 представлены томограммы образца внутри ампулы с водой и после его извлечения из воды. Указано сечение томографического среза толщиной 1 мм (рис. 4, а) и 0,5 мм (рис. 4, б, в) относительно геометрических размеров образца. Можно видеть, что размеры области с адсорбированной водой ($6 \times 7 \times 9$ мм) существенно меньше габаритов самого образца. В периферийной части образца сигнал не фиксируется, что обусловлено отсутствием поглощенной воды. Изображения, записанные с помощью специальной методики, позволяющей визуализировать среды с коротким временем спин-спиновой релаксации ($T_2 < 1$ мс), подтвердили отсутствие даже малоподвижной (связанной с поверхностью волокон) воды, доступной для МРТ-фиксации.

Воспроизводимость характера движения фронта воды в ВПМ оценивали на тех же образцах после сушки в течение 100 ч при комнатной температуре.

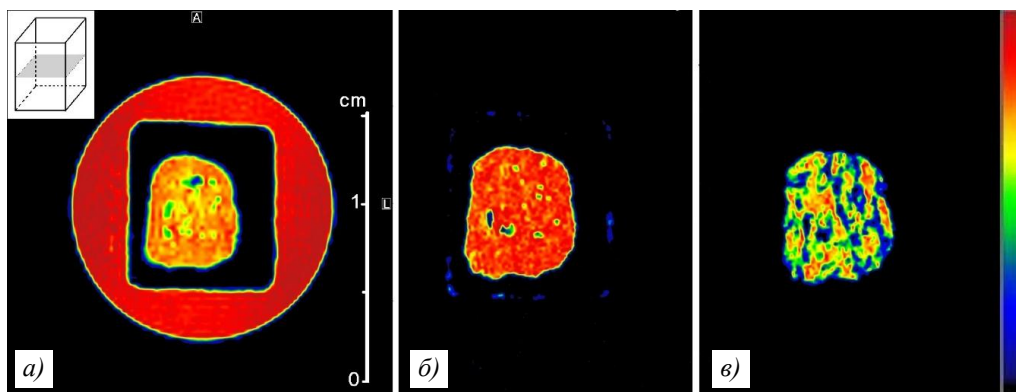


Рис. 4. Томограммы волокнистого пористого материала через 2 ч пребывания в воде (а), после извлечения из воды (б) и через 24 ч пребывания на открытом воздухе (в)

Повторение эксперимента (погружение высохшего образца в воду) приводит к идентичному характеру поглощения воды, протекающего за 5 мин. Вода проникает в тот же объем, что занимала при первичном поглощении. Более того, дальнейшее пребывание образца ВПМ в воде в течение 14 сут не меняет контура водосодержащей зоны, как это видно из рис. 5. Указано сечение томографического среза толщиной 1 мм относительно геометрических размеров образца. Кажущееся уменьшение сигнала в нижней части ампулы с образцом (рис. 5, а, б) вызвано ее геометрическим выходом за пределы радиочастотной катушки томографического датчика.

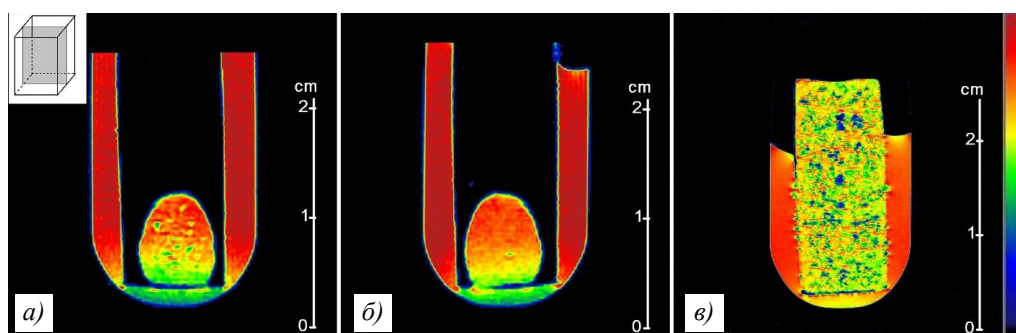


Рис. 5. Томограммы образца волокнистого пористого материала через 5 мин (а) и 14 сут (б) после повторного погружения в воду, а также образца, подвергнутого предварительному нагреванию (в)

Полученный результат свидетельствует о наличии у пористого образца эффекта «гигроскопической памяти», обуславливающей наличие зоны предпочтительного концентрирования поглощенной воды. По-видимому, в образце была сформирована пространственная структура из волокон оксидного материала, обладающая определенным сочетанием физико-химических свойств (смачиваемость поверхности волокон водой, локальные размеры порового пространства, диаметр капилляров и их связанность между собой и др.). Благодаря этому транспорт воды внутрь образца не соответствует классическим закономерностям, описывающим движение жидкостей в капиллярно-пористых телах под действием собственного капиллярного давления [32]. Таким образом, зона с сорбированной водой формируется только там, где присутствуют необходимые для этого параметры (нужное сочетание вязкости, поверхностного натяжения и краевого угла смачивания).

Ускоренное заполнение водой отмеченной области при повторном эксперименте объясняется тем, что поверхность периферийных волокон, по которым осуществлялся первичный транспорт в зону заполнения, сохраняет тонкий слой сорбированных

молекул воды, не фиксируемый из-за малой толщины. Он не исчезает при высыхании образца при комнатной температуре и при последующем контакте с водой способствует более быстрому транспорту воды и заполнению прежнего объема.

После дополнительного нагревания образца ВПМ в течение 2 ч при температуре 150 °С томограмма повторного поглощения воды коренным образом меняется (рис. 5, в): через 5 мин выдержки наблюдается пропитка всего образца, а не только отдельных зон. Можно утверждать, что нагревание полностью разрушает имевшуюся у образца «память» заполнения водой. Очевидно, что контролируемым нагреванием можно регулировать сорбционные свойства материала и характер сорбции воды, что открывает широкие возможности для управления проницаемостью и степенью насыщения ВПМ. Умение управлять характеристиками ВПМ делает такой материал перспективным носителем катализаторов.

Заключения

Рассмотрены типы и особенности катализаторов, применяемых в нефтеперерабатывающей промышленности, а также некоторые свойства ВПМ на основе оксида алюминия. С помощью метода МРТ показан характер заполнения пор материала водой, подтверждена воспроизводимость сорбционных характеристик ВПМ. Найдены параметры термической активации поверхности волокон, повышающие сорбционную емкость материала в ~3 раза. Обладая анизотропной структурой, высокой удельной поверхностью и приемлемыми механическими характеристиками, исследуемый материал претендует на роль носителя катализаторов в процессах нефтепереработки.

Благодарности

Авторы благодарят к.ф.-м.н., старшего научного сотрудника Красноярского научного центра СО РАН Морозова Е.В. за проведение МРТ-исследований сорбции воды высокопористым материалом и интерпретацию полученных результатов.

Список источников

1. Капустин В.М., Иванов А.В. Производство катализаторов для нефтепереработки и нефтехимии в России // Neftegaz.RU. 2023. № 9 (141). URL: <https://magazine.neftegaz.ru/articles/importozameshchenie/795285-proizvodstvo-katalizatorov-dlya-neftepererabotki-i-neftekhimii-v-rossii> (дата обращения: 25.01.2025).
2. Абатаева А.У., Алангираева Х.Д. Импортозамещение – приоритетное направление развития катализаторной промышленности // Вестник магистратуры. Химические науки. 2022. № 10–3 (133). С. 8–11.
3. Обзор рынка катализаторов нефтепереработки в России и странах СНГ // INFOMINE Research Group. URL: https://infomine.ru/files/catalog/644/file_644_eng.pdf (дата обращения: 25.01.2025).
4. Нефтеперерабатывающие заводы России и стран СНГ: справочник. М.: ОМТ-Консалт, 2018. 155 с.
5. Каталог нефтеперерабатывающих и газоперерабатывающих заводов (НПЗ/ГПЗ). Объекты LNG проектов СНГ // Energybase. URL: <https://clck.ru/TKVdn> (дата обращения: 25.01.2025).
6. Носков А.С. Научно-технический уровень исследований и перспективы импортозамещения в области промышленных катализаторов // Вестник Российской академии наук. 2022. Т. 92. № 10. С. 940–949.
7. Леффлер У.Л. Переработка нефти. 2-е изд., пересмотр. Пер. с англ. М.: Олимп-Бизнес, 2004. 224 с.
8. Способ переработки бензинов термических процессов и катализатор для его осуществления: пат. 2469070 Рос. Федерация; заявл. 13.10.11; опубл. 10.12.12.
9. Бодрый А.Б., Рахматуллин Э.М., Илибаев Р.С., Гариева Г.Ф. О новых гранулированных катализаторах каталитического крекинга // Катализ в промышленности. 2014. № 5. С. 20.

10. Иванчина Э.Д., Ивашкина Е.Н., Назарова Г.Ю. и др. Разработка кинетической модели процесса каталитического крекинга // Катализ в промышленности. 2017. № 6. С. 477–486.
11. Чоркендорф И., Наймантсведрайт Х. Современный катализ и химическая кинетика. Пер. с англ. В.И. Ролдугина. Долгопрудный: Интеллект, 2010. 500 с.
12. Стайлз Э.Б. Носители и нанесенные катализаторы. Теория и практика. М.: Химия, 1991. 240 с.
13. Рябов В.Д. Химия нефти и газа: учеб. для вузов. М.: «Техника» ГУМА ГРУПП, 2018. 288 с.
14. Солодова Н.Л., Терентьева Н.А. Современное состояние и тенденции развития каталитического крекинга нефтяного сырья // Вестник Казанского технологического университета. 2012. Т. 15. № 1. С. 141–147.
15. Гильмутдинов А.Т., Хисамова Л.З. Обзор современных катализаторов, используемых в процессах каталитического крекинга. Уфа: Уфимск. гос. нефтяной техн. ун-т, 2019. С. 11–13.
16. Седghi Р.Б.Ф., Капустин В.М., Герзелиев И.М., Третьяков В.Ф. Изучение влияния добавок ZSM-5 к катализаторам крекинга для повышения выхода легких олефинов и пропилена // Катализ в промышленности. 2012. № 6. С. 33–38.
17. Доронин В.П., Липин П.В. Перспективные разработки: катализаторы крекинга и добавки к ним // Катализ в промышленности. 2018. № 5. С. 82–87.
18. Технология переработки нефти и газа. Часть 1 // Tehnoinfo. URL: <http://www.tehnoinfo.ru/pererabotkanefitiigaza/21.html> (дата обращения: 31.01.2025).
19. Ахметов С.А. Технология глубокой переработки нефти и газа: учеб. пособие для вузов. Уфа: Гилем, 2002. 672 с.
20. Паркаш С. Справочник по переработке нефти. Пер. с англ. М.И. Фалькович / под ред. И.А. Беляева, В.Н. Лындина. М.: Премиум Инжиниринг, 2012. 759 с.
21. Ламберов А.А., Егорова С.Р. Промышленная реализация разработок из опыта сотрудничества с ПАО «НИЖНЕКАМСКНЕФТЕХИМ» // Катализ в промышленности. 2022. № 2. С. 76–86. DOI: 10.18412/1816-0387-2022-2-76-86.
22. Wang Zh., Gao J., Chang K. et al. Manufacturing of open-cell aluminum foams via infiltration casting in super-gravity fields and mechanical properties // RSC Advances. 2018. Vol. 8. P. 15933–15939. DOI: 10.1039/C7RA13689G.
23. Антипов В.В., Варрик Н.М., Максимов В.Г., Луговой А.А., Бабашов В.Г., Шавнев А.А. Изучение механических и термических характеристик пористого керамического материала на основе муллита // Труды ВИАМ. 2023. № 6 (124). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-38-45.
24. Бабашов В.Г., Бутаков В.В., Колышев С.Г., Максимов В.Г. Исследование неравномерности прочностных свойств высокотемпературных теплоизоляционных материалов // Труды ВИАМ. 2021. № 6 (100). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-123-134.
25. Морозов Е.В., Коптюг И.В., Бузник В.М. ЯМР-томография как инструмент исследования и диагностики композиционных материалов и изделий на их основе // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S1. С. 17–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s1-17-29.
26. Авилова И.А., Бузник В.М., Волков В.И., Железина Г.Ф., Морозов Е.В., Раскутин А.Е., Фалалеев О.В. Исследования взаимодействия воды с полимерными композиционными материалами методом ядерного магнитного резонанса // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S1. С. 30–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s1-30-36.
27. Koptug I.V. MRI of mass transport in porous media: Drying and sorption processes // Progress in Nuclear Magnetic Resonance Spectroscopy. 2012. Vol. 65. P. 1–65. DOI: 10.1016/j.pnmrs.2011.12.001.
28. Каблов Е.Н., Шульдешов Е.М., Петрова А.П., Лаптева М.А., Сорокин А.Е. Зависимость комплекса свойств звукопоглощающего материала типа ВЗМК от концентрации гидрофобизирующего состава на основе кремнийорганического герметика // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-20200-0-2-41-49.

29. Kablov E.N., Babashov V.G., Balinova Y.A., Maksimov V.G. Phase transformations in a composite material with an organic matrix filled with zirconium dioxide fibers // *High Temperature*. 2021. Vol. 59. No. 1. P. 55–61.
30. Бабашов В.Г., Варрик Н.М., Карасева Т.А. Пористая керамика для фильтрации расплавов металлов и горячих газов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-54-63.
31. Морозов Е.В., Бузник В.М., Беспалов А.С., Гращенков Д.В. Магнитно-резонансная томография водопоглощения высокопористыми керамическими материалами // *Доклады академии наук*. 2019. Т. 484. № 5. С. 563–567. DOI: 10.31857/S0869-56524845563-567.
32. Sahimi M. *Flow and Transport in Porous Media and Fractured Rock: From Classical Methods to Modern Approaches*. Second Edition. Wiley-VCH, 2011. 733 p. DOI: 10.1002/9783527636693.

References

1. Kapustin V.M., Ivanov A.V. Production of catalysts for oil refining and petrochemistry in Russia. *Neftegaz.RU*, 2023, no. 9 (141). Available at: <https://magazine.neftgaz.ru/articles/importozameshchenie/795285-proizvodstvo-katalizatorov-dlya-neftepererabotki-i-neftekhimii-v-rossii> (accessed: January 25, 2025).
2. Abatayeva A.U., Alangiraeva H.D. Import substitution is a priority direction for the development of the catalyst industry. *Vestnik magistratury. Khimicheskie nauki*, 2022, no. 10–3 (133), pp. 8–11.
3. *Review of the oil refining catalyst market in Russia and the CIS countries*. INFOMINE Research Group. Available at: https://infomine.ru/files/catalog/644/file_644_eng.pdf (accessed: January 25, 2025).
4. *Oil refineries of Russia and the CIS countries: reference book*. Moscow: OMT-Consult, 2018, 155 p.
5. *Catalog of oil refineries and gas processing plants (OR/GPP). LNG projects facilities of the CIS*. Energybase. Available at: <https://clck.ru/TKVdn> (accessed: January 25, 2025).
6. Noskov A.S. Scientific and technical level of researches and import substitution perspective in the field of industrial catalysts. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2022, vol. 92. no. 10. pp. 940–949.
7. Leffler W.L. *Oil refining*. 2nd ed., rev. trans. from Engl. Moscow: Olimp-Business, 2004, 224 p.
8. *Method for processing gasolines from thermal processes and a catalyst for its implementation*: pat. 2469070 Rus. Federation; appl. 13.10.11; publ. 10.12.12.
9. Bodryi A.B., Rakhmatullin E.M., Ilibaev R.S., Garieva G.F. On new granular catalysts for catalytic cracking. *Kataliz v promyshlennosti*, 2014, no. 5, p. 20.
10. Ivanchina E.D., Ivashkina E.N., Nazarova G.Yu. et al. Development of a kinetic model of the catalytic cracking process. *Kataliz v promyshlennosti*, 2017, no. 6, pp. 477–486.
11. Chorkendorff I., Naimantsvedreit H. *Modern Catalysis and Chemical Kinetics*. Trans. from Engl. Dolgoprudny: Intellect, 2010, 500 p.
12. Stiles E.B. *Carriers and Supported Catalysts. Theory and Practice*. Moscow: Khimiya, 1991, 240 p.
13. Ryabov V.D. *Chemistry of Oil and Gas: Textbook for Universities*. Moscow: «Tekhnika» GUMA GROUP, 2018, 288 p.
14. Solodova N.L., Terentyeva N.A. Current status and development trends of catalytic cracking of petroleum feedstocks. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2012, vol. 15, no. 1, pp. 141–147.
15. Gilmudinov A.T., Khisamova L.Z. *Review of modern catalysts used in catalytic cracking processes*. Ufa: Ufa State Petroleum Tech. Univ., 2019, pp. 11–13.
16. Sedghi R.B.F., Kapustin V.M., Gerzeliev I.M., Tretyakov V.F. Study of the effect of ZSM-5 additives to cracking catalysts to increase the yield of light olefins and propylene. *Kataliz v promyshlennosti*, 2012, no. 6, pp. 33–38.
17. Doronin V.P., Lipin P.V. Promising developments: cracking catalysts and additives to them. *Kataliz v promyshlennosti*, 2018, no. 5, pp. 82–87.
18. *Oil and gas processing technology*. *Tehnoinfa*. Available at: <http://www.tehnoinfa.ru/pererabotkaneftegaza/21.html> (accessed: January 31, 2025).
19. Akhmetov S.A. *Technology of deep oil and gas processing: textbook for universities*. Ufa: Gilem, 2002, 672 p.

20. Parkash S. *Handbook of oil refining*. Trans. from Engl. Eds I.A. Belyaev, V.N. Lyndin. Moscow: Premium Inzhiniring, 2012, 759 p.
21. Lamberov A.A., Egorova S.R. Industrial implementation of developments from the experience of cooperation with PJSC NIZHNEKAMSKNEFTEKHIM. *Kataliz v promyshlennosti*, 2022, no. 2, pp. 76–86. DOI: 10.18412/1816-0387-2022-2-76-86.
22. Wang Zh., Gao J., Chang K. et al. Manufacturing of open-cell aluminum foams via infiltration casting in super-gravity fields and mechanical properties. *RSC Advances*, 2018, vol. 8, pp. 15933–15939. DOI: 10.1039/C7RA13689G.
23. Antipov V.V., Varrik N.M., Maksimov V.G., Lugovoy A.A., Babashov V.G., Shavnev A.A. Study of mechanical and thermal characteristics of a porous ceramic material based on mullite. *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 23, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-38-45.
24. Babashov V.G., Butakov V.V., Kolyshev S.G., Maksimov V.G. Research of the unevenness of distribution of the strength properties of high-temperature thermal insulation materials. *Trudy VIAM*, 2021, no. 6 (100), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 23, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-123-134.
25. Morozov E.V., Koptug I.V., Bouznik V.M. NMR Imaging as an instrument for study and diagnostics of composite materials and articles on their base. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S1, pp. 17–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s1-17-29.
26. Avilova I.A., Bouznik V.M., Volkov V.I., Zhelezina G.F., Morozov E.V., Raskutin A.E., Falaleev O.V. Study of interaction of polymer composite materials with water using nuclear magnetic resonance methods. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S1, pp. 30–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s1-30-36.
27. Koptug I.V. MRI of mass transport in porous media: Drying and sorption processes. *Progress in Nuclear Magnetic Resonance Spectroscopy*, 2012, vol. 65, pp. 1–65. DOI: 10.1016/j.pnmrs.2011.12.001.
28. Kablov E.N., Shuldeshev E.M., Petrova A.P., Lapteva M.A., Sorokin A.E. Dependence of complex of sound-proof VZMK type material properties on concentration of hydrophobizing composition on the basis of organosilicon sealant. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.
29. Kablov E.N., Babashov V.G., Balinova Y.A., Maksimov V.G. Phase transformations in a composite material with an organic matrix filled with zirconium dioxide fibers. *High Temperature*, 2021, vol. 59, no. 1, pp. 55–61.
30. Babashov V.G., Varrik N.M., Karaseva T.A. Porous ceramic for filtration of metal melts and hot gases (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 6. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 23, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-54-63.
31. Morozov E.V., Buznik V.M., Bepalov A.S., Grashchenkov D.V. Magnetic resonance imaging of water absorption by highly porous ceramic materials. *Doklady akademii nauk*, 2019, vol. 484, no. 5, pp. 563–567. DOI: 10.31857/S0869-56524845563-567.
32. Sahimi M. *Flow and Transport in Porous Media and Fractured Rock: From Classical Methods to Modern Approaches*. Second Edition. Wiley-VCH, 2011, 733 p. DOI: 10.1002/9783527636693.

Информация об авторах

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

Истомин Александр Васильевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Alexander V. Istomin, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.03.2025; получена после доработки 11.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.03.2025.
The article was submitted 03.03.2025; received in revised form 11.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 20.03.2025.

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-106-122

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ ПОЛИИМИДНЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ РАЗЛИЧНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

А.В. Начаркина¹, И.В. Зеленина¹, Е.В. Куршев¹, С.Л. Лонский¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований влияния лабораторно-имитируемого воздействия повышенных температур (от 280 до 350 °С) на структуру и свойства высокотемпературных углепластиков на основе полиимидного связующего и углеродных наполнителей из жгутов различных производителей. Определены прочностные характеристики (изгиб и межслойный сдвиг), плотность, температура стеклования и потеря массы углепластиков после воздействия повышенных температур. Проведены микроструктурные исследования поверхности углепластиков и определен микрофазовый состав связующего.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы (ПКМ), полиимидный углепластик, углеродные наполнители, термическое старение, термоокислительная деструкция, микроструктурные исследования

Для цитирования: Начаркина А.В., Зеленина И.В., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Термическая стойкость полиимидных углепластиков на основе различных углеродных наполнителей // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-106-122.

Scientific article

THERMAL STABILITY OF POLYIMIDE CARBON PLASTICS BASED ON VARIOUS CARBON FILLERS

A.V. Nacharkina¹, I.V. Zelenina¹, E.V. Kurshev¹, S.L. Lonskii¹

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 study results of the effect, which laboratory-simulated exposure to elevated temperatures from 280 to 350 °C has on the structure and properties of high-temperature carbon fiber plastics based on polyimide binders and carbon fillers from bundles from various manufacturers. The strength characteristics, i.e. bending and interlayer shear, density, glass transition temperature and mass loss of carbon plastics after exposure to elevated temperatures has been determined. Microstructural studies of the carbon fiber surface have been carried out and the microphase composition of the binder has been determined.

Keywords: polymer composite materials (PCM), polyimide carbon fiber, carbon fillers, thermal aging, thermo-oxidative degradation, microstructural studies

For citation: Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Thermal stability of polyimide carbon plastics based on various carbon fillers. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-106-122.

Введение

В настоящее время авиастроение – это отрасль, в которой сосредоточены самые передовые достижения научной и технической мысли, обеспечивающие конкурентоспособность нашей страны на мировом рынке. Для эффективного развития высокотехнологичных отраслей промышленности требуются перспективные материалы с высоким уровнем прочностных свойств, широким температурным диапазоном, низкими весовыми характеристиками и эксплуатационной надежностью. Таким высоким требованиям удовлетворяют полимерные композиционные материалы (ПКМ), в частности углепластики, широко используемые в конструкции планера. В последнее время все чаще детали из ПКМ используются в конструкции двигателей, заменяя собой металлические, что позволяет добиться значительного снижения массы изделий и повышения их эксплуатационных характеристик [1–5].

Для обеспечения возможности использования ПКМ, в частности углепластиков, в теплонагруженных узлах и элементах авиационных двигателей необходимы материалы, длительное время устойчивые к воздействию высоких температур. Для расширения температурного диапазона и повышения эксплуатационных характеристик, в том числе термоокислительной стойкости полиимидных углепластиков, разрабатываются новые типы высокотемпературных связующих и модифицируются известные составы [6–9].

Подтверждением работоспособности материала в условиях эксплуатации при повышенных температурах является оценка его устойчивости к воздействию термического старения, зависящая от многих факторов, одними из которых являются состав и свойства армирующего наполнителя. Именно от устойчивости углеродных наполнителей к окислению будет зависеть устойчивость к окислительному воздействию композиционного материала на его основе, что особенно важно знать при разработке и дальнейшей эксплуатации термостойких ПКМ [10, 11].

Исследованиям поведения углепластиков при термическом старении посвящено большое количество работ. Например, в работе [12] исследованы поведение и кинетика термоокислительной деградации полиимидного композита, армированного углеродным волокном, а также моделирование долговременного старения материала при температуре 400 °С. Прогнозируемая потеря массы и свойства при изгибе хорошо коррелируют с экспериментальными результатами и могут служить основой для быстрой оценки долгосрочной долговечности углепластика в различных условиях применения. Исследование изотермического старения при температуре 371 °С углепластика на основе полиимидного связующего с фенилэтинильными концевыми группами для оценки потенциала его длительного использования при высоких температурах эксплуатации описано в работе [13]. В работе [14] исследована долговременная термическая стабильность при воздействии температур 240, 270 и 300 °С в течение 3000 ч полиимидного углепластика, полученного по препреговой технологии. Исследовано влияние процесса деградации при термическом старении на снижение прочности при сжатии и межслойном сдвиге, а также проведены микроструктурные исследования.

Термическая стойкость углепластиков зависит от состава и свойств армирующего наполнителя, поэтому исследованию стойкости углеродных волокон к окислению под воздействием повышенной температуры посвящен ряд как отечественных, так и зарубежных работ. В работах [15–18] исследуется зависимость термоокислительной стабильности от состава и свойств углеродного волокна.

Например, в работе [15] приводятся данные исследований кинетики окисления углеродных волокон различной структуры с расчетом кинетических параметров и показана зависимость их термоустойчивости от технологического процесса производства волокна, в частности от конечной температуры карбонизации волокна: чем выше конечная температура (варьировалась от 1500 до 2800 °С), тем больше энергия активации.

В более ранней работе [16] приведены кинетические параметры термоокисления (TGA Kinetics) различных углеродных волокон, рассчитанные по потере массы в режиме динамического нагрева при различных скоростях, и на основании полученной энергии активации произведен расчет времени 5%-ной потери массы при изотермическом нагреве до температуры 288 °С. Полученные результаты расчета показывают, что чем больше модуль упругости волокна, тем выше энергия активации и длительнее время 5%-ной потери массы: для волокна Union Carbide T40B с модулем упругости 275 ГПа и энергией активации 128 кДж/моль это время составляет 28000 ч, а для волокна Celion 6000 (модуль упругости 220 ГПа, энергия активации 99 кДж/моль) – всего 650 ч. Полученные результаты позволяют правильно выбрать армирующий наполнитель для термостойкого углепластика.

В работе [17] представлены результаты исследований устойчивости углеродных волокон – как высокопрочных со стандартным модулем упругости, так и высокопрочных со средним модулем упругости – к окислению под действием повышенных температур.

В этой статье приведены данные, полученные при исследовании свойств термостойких углепластиков на основе наполнителей из различных углеродных волокон и полиимидного связующего марки ВС-51 после термического старения при температурах от 280 до 350 °С.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

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

Материалы и методы

Исследование влияния типа углеродного волокна на термическую стойкость полиимидных углепластиков в процессе термического старения при повышенных температурах проводили на образцах углепластика на основе полиимидного связующего марки ВС-51 [19] и тканях из углеродных жгутов различных марок. В табл. 1 приведены свойства углеродных тканей и жгутов, использованных для изготовления и исследования углепластиков на основе связующего ВС-51.

Таблица 1

**Свойства углеродных жгутов (по данным от производителей)
и тканей на их основе**

Свойства	Значения свойств для углеродных тканей		
	ВТкУ-2.200	ВТкУ-3	ВТкУ-5
Структура ткани	Равнопрочная	Однонаправленная	Равнопрочная
Поверхностная плотность ткани, г/м ²	200±10	200±10	200±10
Углеродные жгуты для изготовления ткани			
Плотность волокна, г/см ³	1,78	1,79	1,79
Линейная плотность, текс	198	800	190
Прочность при растяжении, МПа	≥4000	≥4900	≥4200
Модуль упругости при растяжении, ГПа	230	260	250
Потеря массы при окислении, % [17]:			
по методу А	8,55	1,12	1,21
по методу Б	31,82	1,58	2,65

Выдержку образцов углепластиков при различных температурах проводили в термошкафах с регулируемой скоростью нагрева в воздушной среде с промежуточным взвешиванием (ГОСТ 9.715–86) для определения изменения массы в процессе термостарения.

Физические свойства углепластиков определяли в соответствии с нормативной документацией: температуру стеклования (T_g) – по ГОСТ Р 56753–2015, плотность методом гидростатического взвешивания – по ГОСТ 15139–80, массовую долю связующего – по ГОСТ Р 56682–2015 (метод II). Образцы углепластиков испытывали на статический изгиб и межслойный сдвиг.

Исследования поверхностей углепластиков проводили на сканирующем электронном микроскопе в режиме вторичных электронов. Подготовку образцов для микроструктурных исследований проводили по специальной методике, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ для исследования ПКМ, которая позволяет выявить тонкую структуру полимерных материалов с помощью ионно-плазменного травления. Для количественной обработки данных по исследованию структуры полимерной матрицы использовали программное обеспечение анализа изображений агрегатов микродисперсных частиц.

Результаты и обсуждение

Для проведения исследования влияния вида углеродного волокна на термостойкость материала изготовлены углепластики на основе полиимидного связующего ВС-51 и различных углеродных наполнителей. Углепластики изготовлены методом автоклавного формования из пререгов на основе одной партии связующего по единому технологическому режиму с последующей одинаковой термообработкой. В табл. 2 приведены физические и механические свойства углепластиков на основе углеродных тканей из углеродных волокон, характеристики которых приведены в табл. 1.

Исследуемые углепластики на основе полиимидного связующего и различных углеродных наполнителей обладают близкими значениями физических характеристик.

Таблица 2

Свойства углепластиков на армирующих наполнителях из различных углеродных жгутов

Свойства	Значения свойств для углепластиков		
	BC-51/ВТкУ-2.200	BC-51/ВТкУ-5	BC-51/ВТкУ-3
Массовая доля связующего, %	33–34	34–36	33–34
Плотность, кг/м ³	1556–1560	1552–1555	1568–1571
Температура стеклования T_g , °C	366	368	373

В работе [20] рассмотрены данные по термическому старению при различных температурах углепластика на основе углеродной ткани марки ВТкУ-2.200 и полиимидного связующего ВС-51. Для сравнения с имеющимися данными и оценки влияния термического старения на углепластики на основе различных наполнителей выбраны температуры экспозиции 280, 300, 320 и 350 °C. После экспонирования при различных температурах образцы углепластиков испытаны на статический изгиб и межслойный сдвиг (температура испытаний 20±3 °C).

После термического старения углепластиков определены плотность и температура T_g (табл. 3). При длительном воздействии при высоких температурах потеря массы складывается из потери массы как связующего, так и углеродного наполнителя. Разделить эти потери практически невозможно и результат получается некорректным, поэтому содержание связующего после термического воздействия не рассчитывали.

В ряде работ, посвященных исследованию термоокислительной стойкости углепластиков, показано, что термостарение не только не снижает температуру стеклования, но и в ряде случаев приводит к ее увеличению [14, 21, 22].

Из данных, приведенных в табл. 3, видно, что после термического старения температура стеклования углепластиков на основе равнопрочных тканей ВТкУ-2.200 и ВТкУ-5 возрастает. На рис. 1 приведены термограммы динамического механического анализа (ДМА) углепластиков после 50 ч экспозиции при температуре 350 °С.

Таблица 3

**Физические свойства углепластиков на различных армирующих наполнителях
после термического старения**

Углепластик	Температура и время термического старения	Плотность, кг/м ³	Температура стеклования, °С	Потеря массы, %
BC-51/ВТкУ-2.200	280 °С, 500/1000 ч	1574/1541	384/362	5,23/10,34
	320 °С, 100/200 ч	–/1535	–/377	6,74/9,48
	350 °С, 50/100 ч	1570/1544	401/–	5,43/11,48
BC-51/ВТкУ-5	280 °С, 500/1000 ч	1558/1559	378/391	0,80/1,33
	300 °С, 200/300 ч	1565/1565	–	0,78/1,00
	320 °С, 100/200 ч	–/1562	–/375	0,91/1,22
	350 °С, 50/100 ч	1565/1569	373/–	1,31/2,17
BC-51/ВТкУ-3	280 °С, 500/1000 ч	1574/1574	378/377	0,73/1,04
	300 °С, 200/300 ч	1571/1569	–	0,77/0,95
	320 °С, 100/200 ч	–/1578	–/374	0,91/1,10
	350 °С, 50/100 ч	1570/1576	373/–	1,32/1,98

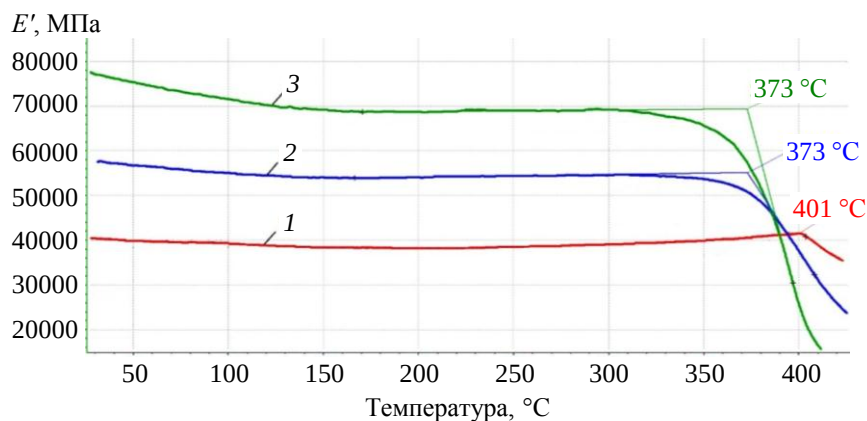


Рис. 1. ДМА-термограммы углепластиков BC-51/ВТкУ-2.200 (1), BC-51/ВТкУ-3 (2) и BC-51/ВТкУ-5 (3) после 50 ч экспозиции при температуре 350 °С

Из данных, приведенных в табл. 3 и на рис. 1, видно, что даже после выдержки при температуре 350 °С, температура T_g углепластиков не снижается. Однонаправленный углепластик на основе ткани ВТкУ-3 наиболее устойчив к длительному воздействию высоких температур – температура T_g углепластика в процессе термического старения изменяется в гораздо меньшей степени: при длительном старении при температуре 280 °С – возрастает на 3–4 %, а после экспозиции 200 ч при температурах 320 и 350 °С – остается на прежнем уровне. У углепластика на основе ткани ВТкУ-2.200 после термостарения при температуре 280 °С наблюдается сначала увеличение температуры стеклования с 366 до 384 °С (500 ч экспозиции), а затем снижение практически до уровня исходной температуры стеклования (1000 ч экспозиции). Для углепластика на основе ткани ВТкУ-5 максимальное увеличение температуры стеклования (до 391 °С) наблюдается после 1000 ч экспозиции при температуре 280 °С.

При выдержке образцов углепластиков при температурах 280, 300, 320 и 350 °С через определенные промежутки времени проводили их взвешивание для определения изменения массы и расчета в процентах, относительно исходной массы образцов. Кривые потери массы (в %) исследуемых углепластиков приведены на рис. 2.

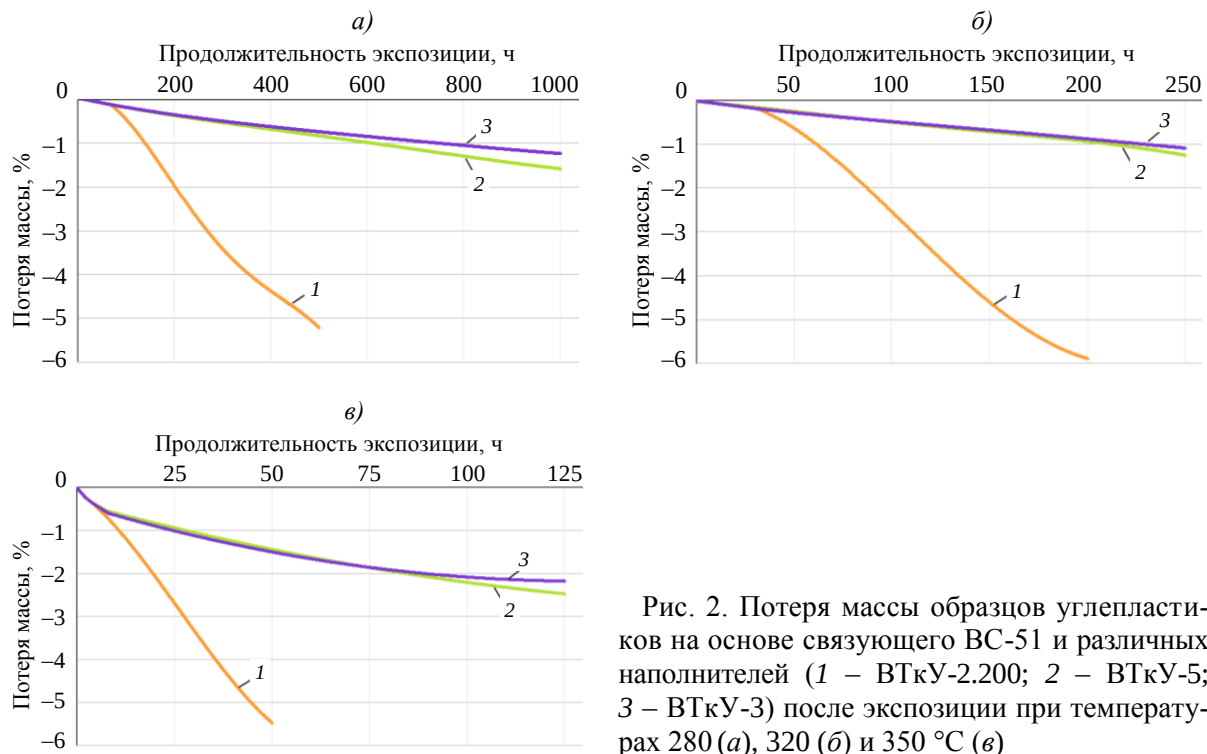


Рис. 2. Потеря массы образцов углепластиков на основе связующего ВС-51 и различных наполнителей (1 – ВТкУ-2.200; 2 – ВТкУ-5; 3 – ВТкУ-3) после экспозиции при температурах 280 (а), 320 (б) и 350 °С (в)

В работе [23] исследованы потеря массы и развитие повреждений в углепластике на основе полиимидного связующего и ткани сатинового переплетения при высоких температурах (288 и 320 °С) старения на воздухе. Подробно описаны процессы потери массы углепластика при термическом старении: сначала происходят быстрая начальная десорбция, которая объясняется деградацией матрицы с поверхности углепластика при воздействии высоких температур, и последующая более медленная потеря массы, связанная с более высокой (по сравнению с полимерной матрицей) термостойкостью углеродного волокна. Аналогичная картина потери массы при термическом старении наблюдается у исследуемых углепластиков (рис. 2). На начальном этапе потеря массы углепластиков приблизительно одинакова, обусловлена термостойкостью полимерной матрицы и зависит от температуры термического старения, а не от типа используемого углеродного наполнителя. Для каждой температуры время начальной потери массы (0,5–0,7 %), связанной с деградацией матрицы поверхности углепластика, различно и составляет от 10 ч при температуре 350 °С до 100 ч при температуре 280 °С. Далее, по мере удаления связующего с поверхности волокон, в процесс термоокислительной деградации включается углеродный наполнитель и дальнейшая термостойкость углепластика напрямую зависит от его термоокислительной стойкости. Потеря массы углепластика ВС-51/ВТкУ-2.200 при всех температурах термического старения в несколько раз больше, чем у углепластиков ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3. Термоокислительная стойкость углеродных наполнителей напрямую зависит от модуля упругости волокна, обуславливаемого температурой термообработки при его изготовлении. Структура волокна, полученная при более высокой температуре термообработки, имеет гораздо

меньшее количество дефектов, выступающих центрами реакций окисления, и, как следствие – бóльшую устойчивость к термическому окислению [15, 18].

Углеродный жгут, из которого изготовлена ткань ВТкУ-2.200, обладает более низкими прочностью (4000 МПа) и модулем упругости (230 ГПа) при растяжении по сравнению с углеродными жгутами с модулем упругости 250 ГПа, из которых изготовлены ткани ВТкУ-3 и ВТкУ-5 (табл. 1). Полученные результаты потери массы углепластиков согласуются с данными о термоокислительной стойкости углеродных жгутов, использованных для изготовления углеродных тканей ВТкУ-2.200, ВТкУ-5 и ВТкУ-3, приведенных в работе [17].

Результаты прочностных испытаний углепластиков после термического старения приведены в табл. 4 и 5, в них же приводятся данные по сохранению прочности.

Таблица 4

Прочность при статическом изгибе* углепластиков на основе различных углеродных наполнителей и ее сохранение после термического старения при температуре T

Условия термического старения		Прочность при статическом изгибе (ГОСТ Р 56805–2015) углепластиков					
		BC-51/ВТкУ-2.200		BC-51/ВТкУ-5		BC-51/ВТкУ-3	
T , °C	время, ч	$\sigma_{в.и.}$, МПа	Сохранение прочности, %	$\sigma_{в.и.}$, МПа	Сохранение прочности, %	$\sigma_{в.и.}$, МПа	Сохранение прочности, %
В исходном состоянии		<u>570–750</u> 656	–	<u>930–1010</u> 960	–	<u>1479–1671</u> 1560	–
280	250	<u>365–455</u> 404	61	<u>780–1020</u> 880	91	<u>1220–1680</u> 1460	93
	500	<u>305–340</u> 324	49	<u>750–800</u> 780	81	<u>1270–1600</u> 1410	90
300	200	–	–	<u>830–950</u> 880	91	<u>1410–1660</u> 1500	96
	300	–	–	<u>800–870</u> 840	87	<u>1190–1590</u> 1380	88
320	100	<u>410–470</u> 443	67	<u>810–890</u> 850	88	<u>1270–1510</u> 1390	89
	200	<u>279–301</u> 292	42	<u>660–840</u> 760	78	<u>1080–1330</u> 1220	78
350	25	<u>307–377</u> 351	53	<u>810–930</u> 850	88	<u>1040–1530</u> 1170	75
	50	<u>194–236</u> 217	33	<u>564–710</u> 655	68	<u>855–1148</u> 1000	63
	100	–	–	<u>450–506</u> 473	49	<u>830–1060</u> 950	60

* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

На рис. 3 выборочно представлены сравнительные данные сохранения прочности при статическом изгибе после экспозиции при различных температурах: 280 °C, 500 ч; 300 °C, 300 ч; 320 °C, 200 ч и 350 °C, 50 ч.

Из приведенных данных (табл. 4, рис. 3) видно, что сохранение прочности углепластика BC-51/ВТкУ-2.200 при статическом изгибе при экспозиции при 280 °C в течение 500 ч составляет 49 %, тогда как у углепластиков BC-51/ВТкУ-5 и BC-51/ВТкУ-3 – соответственно 81 и 90 %. После экспозиции при 320 °C в течение 200 ч сохранение прочности составляет 42 % у углепластика BC-51/ВТкУ-2.200 и 78 % – у углепластиков BC-51/ВТкУ-5 и BC-51/ВТкУ-3. После экспозиции при 350 °C в течение 50 ч сохранение прочности у углепластика BC-51/ВТкУ-2.200 еще ниже и составляет 33 %, тогда как у углепластиков BC-51/ВТкУ-5 и BC-51/ВТкУ-3 – соответственно 68 и 63 %.

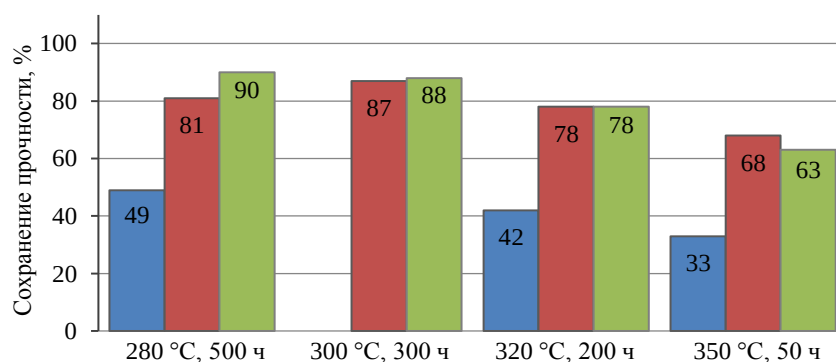


Рис. 3. Сохранение прочности при изгибе углепластиков на основе связующего ВС-51 и различных углеродных армирующих наполнителей после термического старения: ■ – BC-51/BTKY-2.200; ■ – BC-51/BTKY-5; ■ – BC-51/BTKY-3

Таблица 5

Прочность при межслойном сдвиге* углепластиков на основе различных углеродных наполнителей и ее сохранение после термического старения при температуре T

Условия термического старения		Прочность при межслойном сдвиге (ГОСТ 32659–2014) углепластиков					
		BC-51/BTKY-2.200		BC-51/BTKY-5		BC-51/BTKY-3	
T , °C	время, ч	τ_{13} , МПа	Сохранение прочности, %	τ_{13} , МПа	Сохранение прочности, %	τ_{13} , МПа	Сохранение прочности, %
В исходном состоянии		30–42 38	–	63–69 66	–	81–88 86	–
280	250	23–24 24	63	51–62 58	87	79–85 82	95
	500	19–22 20	52	47–51 49	74	68–78 73	84
300	200	–	–	49–59 54	81	79–83 81	94
	300	–	–	51–55 53	80	71–79 76	88
320	100	23–26 25	65	53–60 58	87	64–75 70	81
	200	13–15 14	36	47–53 50	75	65–67 67	77
350	25	13–16 15	42	45–52 48	72	63–68 65	75
	50	9–12 11	28	39–44 41	62	44–50 49	56
	100	–	–	30–34 33	50	44–49 47	54

* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

Сравнительные данные сохранения прочности при межслойном сдвиге после экспозиции при различных температурах: 280 °C, 500 ч; 300 °C, 300 ч; 320 °C, 200 ч и 350 °C, 50 ч – приведены на рис. 4.

Из приведенных данных (табл. 4, рис. 4) видно, что сохранение прочности углепластика BC-51/BTKY-2.200 при межслойном сдвиге при экспозиции 280 °C в течение 500 ч составляет 52 %, тогда как у углепластиков BC-51/BTKY-5 и BC-51/BTKY-3 – соответственно 74 и 84 %. После экспозиции при 320 °C в течение 200 ч сохранение прочности составляет 36 % у углепластика BC-51/BTKY-2.200 и 75 и 77 % – у углепластиков BC-51/BTKY-5 и BC-51/BTKY-3. После экспозиции при 350 °C в течение 50 ч сохранение прочности углепластика BC-51/BTKY-2.200 составляет 28 %, а у углепластиков BC-51/BTKY-5 и BC-51/BTKY-3 – соответственно 62 и 56 %.

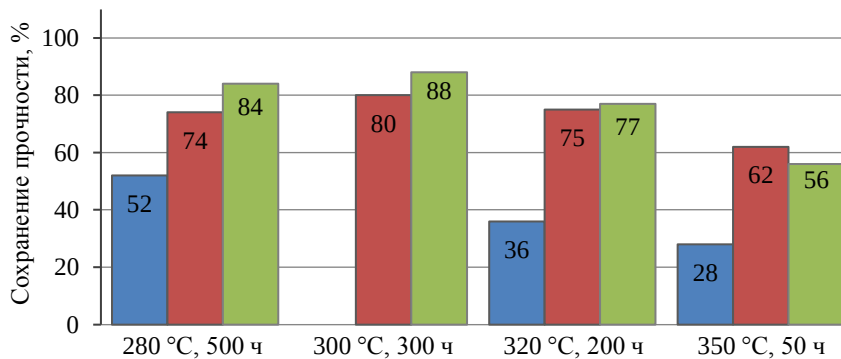


Рис. 4. Сохранение прочности при межслойном сдвиге углепластиков на основе связующего BC-51 и различных углеродных армирующих наполнителей после термического старения: ■ – BC-51/BTKY-2.200; ■ – BC-51/BTKY-5; ■ – BC-51/BTKY-3

Проведенные испытания углепластиков после термического старения (табл. 4 и 5, рис. 3 и 4) показали, что сохранение прочности как при статическом изгибе, так и при межслойном сдвиге при всех температурах экспозиции для углепластиков BC-51/BTKY-5 и BC-51/BTKY-3 в 1,5–2 раза выше, чем у углепластика BC-51/BTKY-2.200.

Для оценки влияния термического старения на структуру поверхности углепластика с помощью сканирующего электронного микроскопа получены фотографии микроструктуры. Оптическая и электронная микроскопии используются для сравнительного описания картины повреждений образцов после термического старения [21, 23–25]. Например, в работе [26] описано как световая и сканирующая электронная микроскопии используются для измерения степени, глубины и распределения развития термического окисления в зависимости от продолжительности старения. На рис. 5 приведены микроструктуры поверхностей углепластиков на основе полиимидного связующего BC-51 с различными углеродными наполнителями после термического старения при различных температурах.

После 500 ч термического старения при температуре 280 °C (рис. 5, 1б) поверхность образца углепластика на основе ткани BTKY-2.200 отличается от поверхности исходного образца (рис. 5, 1а). На поверхностях выступающих волокон практически отсутствует связующее, а оставшееся в межволоконном пространстве связующее сильно деградировано: видна эрозия полимерной матрицы с образованием микропор различного размера, которая вызвана термоокислительной деструкцией после длительного воздействия температуры 280 °C. Потеря массы в образце составляет 5,2 %. После термостарения при температуре 320 °C в течение 200 ч потеря массы связующего увеличивается до 9,4 %, наблюдаются оголение углеродных волокон, частичное отслоение матрицы на границе с волокном, подслоное вздутие связующего и образование микропор (рис. 5, 1в). Термостарение при температуре 350 °C (рис. 5, 1г) приводит к полной деструкции поверхности углепластика, с эрозией и разрушением пленки матрицы на поверхности образца с последующим оголением углеродных волокон, а также наблюдается образование многочисленных микропор в матрице. Потеря массы в образце составляет 11,5 %.

При длительном воздействии высоких температур потеря массы складывается из потери массы как связующего, так и углеродного наполнителя, а приведенные в статье [17] данные показывают большое различие в термостойкости углеродной ткани BTKY-2.200 и двух других используемых углеродных наполнителей BTKY-5 и BTKY-3 (табл. 1). Это наглядно демонстрируют фотографии микроструктуры поверхности углепластиков BC-51/BTKY-5 и BC-51/BTKY-3 (рис. 5). При температурах термостарения 280 и 320 °C (рис. 5, 2б, 3б, 2в, 3в) видно истончение верхнего слоя полимерной матрицы, но значительных дефектов поверхности в виде пористости, подслоных вздутий, отслоений матрицы на границе с волокном, сильной эрозии или микротрещин не наблюдается.

Потеря массы при этом не превышает 1,2 %. Существенные изменения состояния поверхности исследуемых углепластиков наступают только после 100 ч экспозиции при температуре 350 °С. На поверхности углепластика ВС-51/ВТкУ-5 (рис. 5, 2з) наблюдаются микротрещины на границе раздела «волокно–матрица» и частично оголенные волокна, также обнаружены единичные микропоры (потеря массы после термостарения при 350 °С в течение 50 ч составляет 1,3 %, а в течение 100 ч: 2,1 %). На поверхности углепластика ВС-51/ВТкУ-3 (рис. 5, 3з) – ярко выраженная эрозия матрицы, пористость и образование микротрещин (потеря массы после термостарения при 350 °С в течение 50 ч составляет 1,3 %, а в течение 100 ч: 1,9 %).

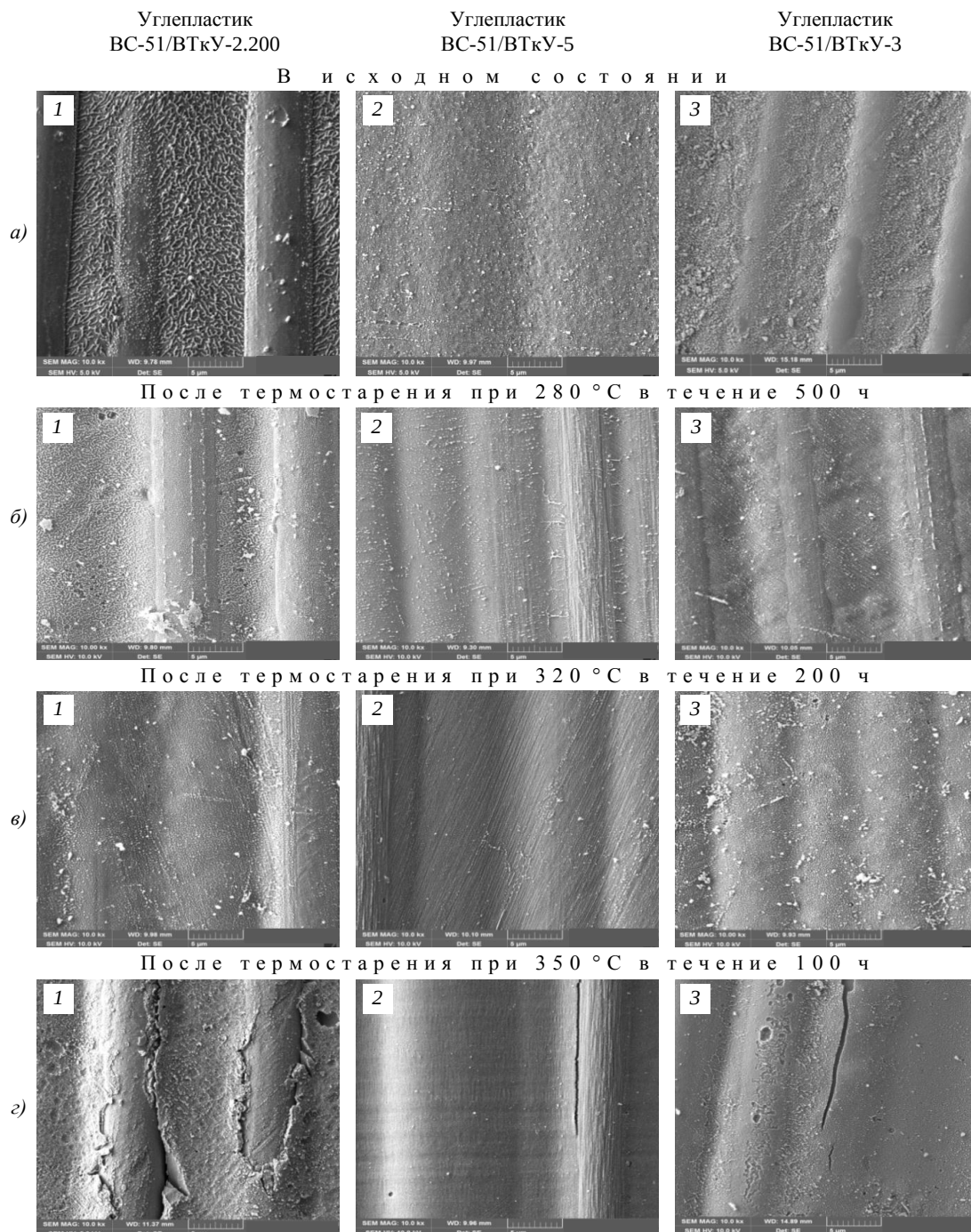


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 10000$) внешних поверхностей углепластиков на основе связующего ВС-51

На рис. 6 представлена микрофазовая структура полиимидного связующего ВС-51 на поверхности образцов углепластиков на основе разных углеродных наполнителей после термического старения при различных температурах, а на рис. 7 приведены гистограммы размеров агрегатов дисперсных частиц микрофазовой структуры матрицы. Для корректного определения размеров агрегатов микродисперсных частиц полимерной матрицы, которые имеют неправильную форму, проводили измерения среднего диаметра Фере. Приведенные гистограммы позволяют дать качественную и количественную оценку влияния термического старения на состояние полимерной матрицы композита [27, 28].

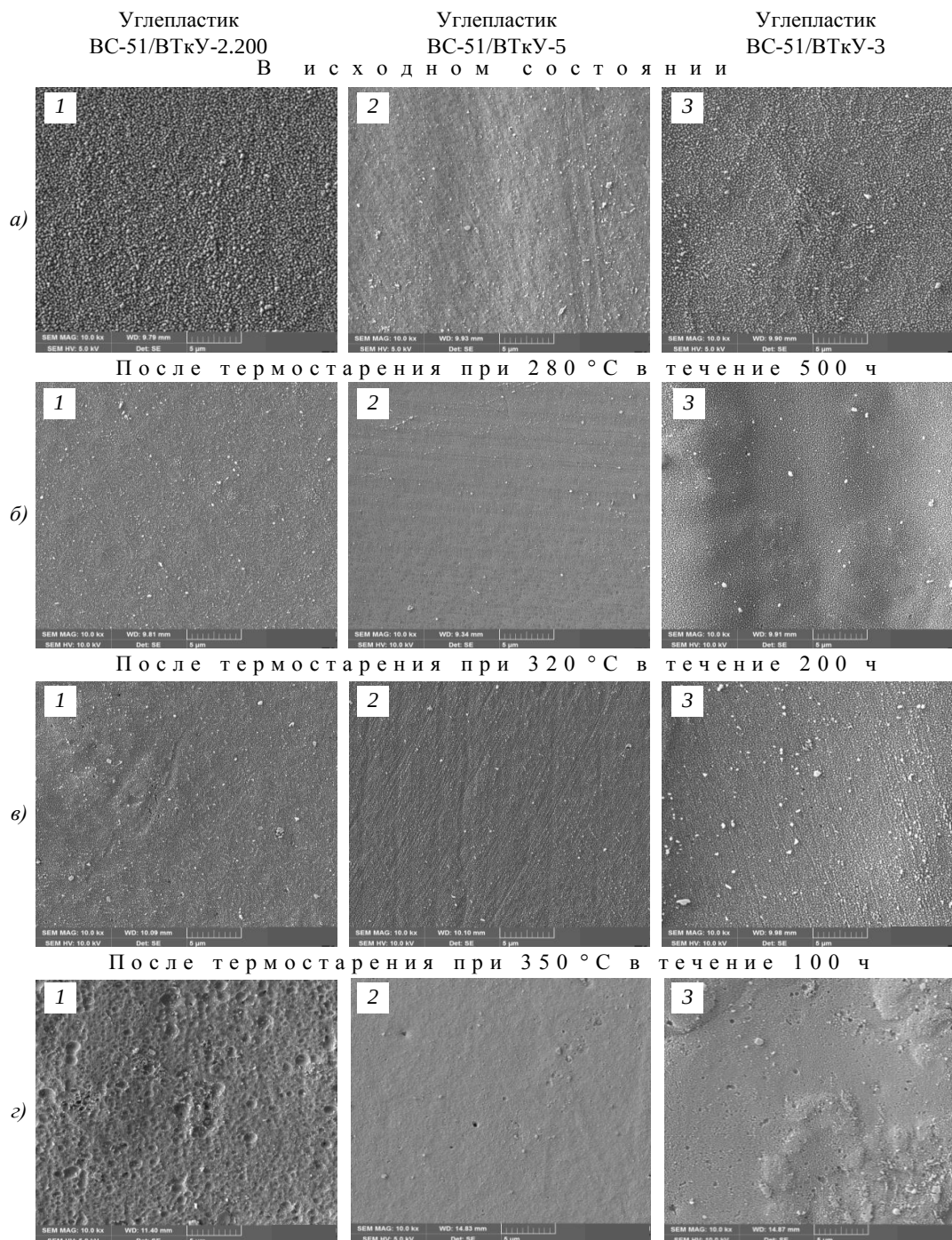


Рис. 6. Микрофазовые структуры ($\times 10000$) матрицы на внешней поверхности углепластиков на основе связующего ВС-51

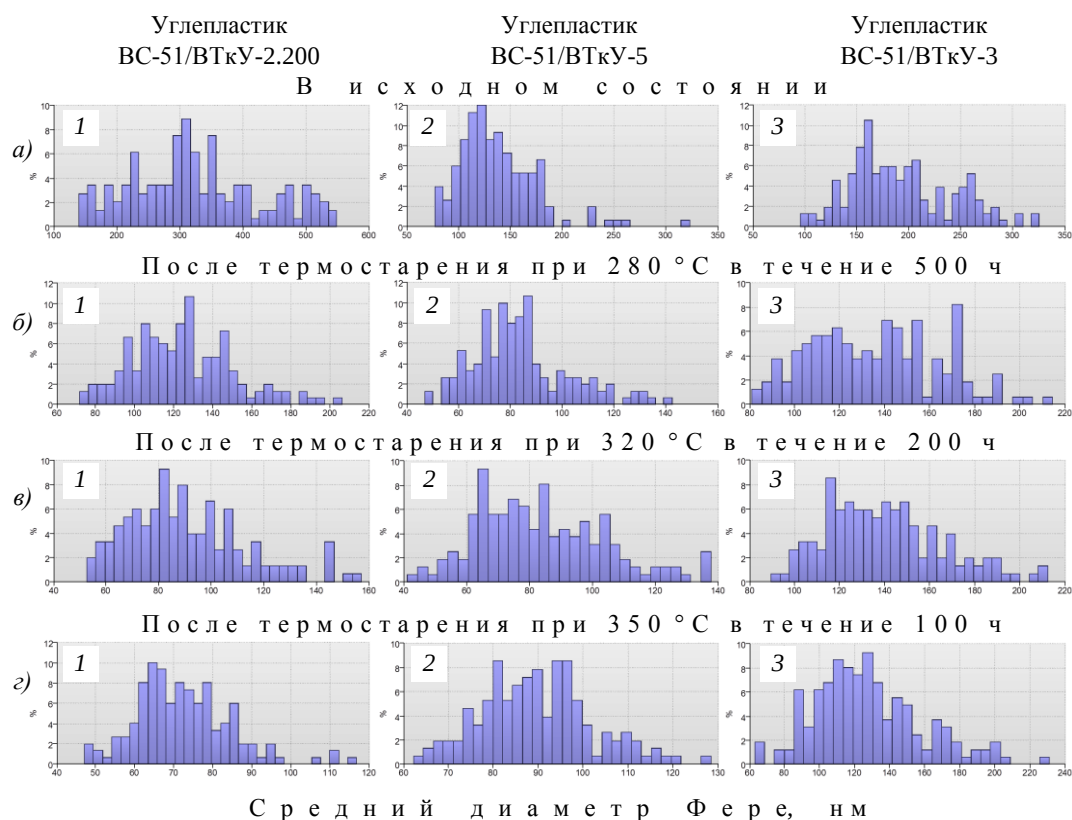


Рис. 7. Гистограммы распределения по размерам (средний диаметр Фере) агрегатов микродисперсных частиц матрицы на внешней поверхности углепластиков на основе связующего ВС-51

Размеры агрегатов микродисперсных частиц полиимидной матрицы на исходной поверхности углепластиков и после термического старения представлены в табл. 6.

Таблица 6

Размеры дисперсных частиц в микрофазовой структуре матрицы углепластиков после термического старения при температуре T

Углепластик	Условия термического старения		Диапазон распределения размеров дисперсных частиц в микрофазовой структуре матрицы (средний размер), нм	Разница по среднему размеру от исходного значения, %
	T , °С	время, ч		
BC-51/ВТкУ-2.200	В исходном состоянии		От 140 до 549 (325)	—
	280	500	От 71 до 206 (124)	61
	320	200	От 52 до 157 (90)	72
	350	100	От 47 до 117 (72)	77
BC-51/ВТкУ-5	В исходном состоянии		От 77 до 323 (138)	—
	280	500	От 47 до 142 (84)	39
	320	200	От 41 до 138 (83)	39
	350	100	От 62 до 128 (89)	35
BC-51/ВТкУ-3	В исходном состоянии		От 96 до 325 (193)	—
	280	500	От 81 до 215 (136)	29
	320	200	От 89 до 212 (140)	27
	350	100	От 63 до 231 (128)	33

После термостарения при температурах 280 и 320 °С углепластика, наполненного углеродной тканью ВТкУ-2.200, наблюдается уменьшение размеров агрегатов микродисперсных частиц по сравнению с исходным образцом на 61 и 72 % соответственно (табл. 6, рис. 7). После экспозиции при температуре 350 °С происходит поверхностная эрозия и частичное разрушение пленки матрицы с образованием сетки множественных микропор и уменьшением размеров агрегатов микродисперсных частиц матрицы до 77 % по сравнению с исходным образцом (табл. 6, рис. 7, 1з).

Размеры агрегатов микродисперсных частиц углепластика ВС-51/ВТкУ-5 при термостарении при температурах 280 и 320 °С уменьшаются в обоих случаях на 39 %, а при 350 °С уменьшение размеров происходит на 35 % по сравнению с исходным образцом (табл. 6, рис. 7). В матрице появляются хаотично расположенные микропоры (рис. 7, 2з).

Размеры агрегатов микродисперсных частиц углепластика ВС-51/ВТкУ-3, так же как и в предыдущих двух случаях, претерпевают изменения. После термостарения при температурах 280 и 320 °С агрегаты микродисперсных частиц уменьшаются по сравнению с исходным образцом на 29 и 27 % (табл. 6, рис. 7). Структура матрицы углепластика после термостарения при температуре 280 °С покрывается сеткой микропор и происходит вспучивание пленки матрицы (рис. 7, 3з), размер агрегатов микродисперсных частиц уменьшается на 33 % (табл. 6, рис. 7).

Следует отметить, что во всех исследуемых образцах углепластиков после термостарения при температурах 280 и 320 °С не выявлено изменений (дефектов) на внешних поверхностях в виде эрозии, пор и вспучиваний полимерной матрицы.

Заключения

Представленная работа показывает, что при разработке термостойких ПКМ, в частности углепластиков, необходимо проведение предварительных исследований термостойкости не только связующих, но и углеродных наполнителей, что позволит правильно выбрать армирующий наполнитель.

Исследованный процесс изменения массы углепластиков на основе полиимидного связующего и различных углеродных наполнителей при термическом старении показал, что первоначально потеря массы приблизительно одинакова и зависит от температуры термического старения, а не от типа используемого углеродного наполнителя. По мере удаления связующего с поверхности волокна в процесс термоокислительной деструкции включается углеродный наполнитель, и дальнейшая термостойкость углепластика напрямую зависит от его термоокислительной стойкости. Потеря массы углепластика ВС-51/ВТкУ-2.200 при всех температурах термического старения в несколько раз больше, чем у углепластиков ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3. Полученные результаты потери массы углепластиками согласуются с данными о термоокислительной стойкости и упруго-прочностных характеристиках углеродных жгутов, использованных для изготовления углеродных тканей ВТкУ-2.200, ВТкУ-5 и ВТкУ-3 (табл. 1).

Полученные данные микроструктурных исследований углепластиков с различными наполнителями позволили выявить изменения на внешних поверхностях материалов и в микрофазовой структуре матрицы после термического старения. После воздействия повышенных температур в углепластике ВС-51/ВТкУ-2.200 происходят ступенчатые изменения в размерах частиц микрофазовой структуры матрицы, что свидетельствует о неполном отверждении полимерной матрицы в композите. В углепластиках ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3 не происходит значительных изменений в размерах микродисперсных частиц матрицы после влияния повышенных температур, что свидетельствует о стабильной структуре полимерной матрицы.

В данной работе показано влияние углеродного наполнителя на термическую стойкость полиимидных углепластиков. Сохранение прочности при статическом изгибе и межслойном сдвиге при всех температурах экспозиции для углепластиков ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3 в 1,5–2 раза выше, чем у углепластика ВС-51/ВТкУ-2.200, что наряду с более низкими значениями потери массы свидетельствует об увеличенной термостойкости. Увеличение длительной термостойкости углепластика – это в первую очередь увеличение гарантированного срока эксплуатации изделия при повышенной температуре, а во вторых – расширение температурного диапазона используемого материала.

Следует отметить, что полиимидный углепластик на основе равнопрочной ткани марки ВТкУ-5 обладает повышенными на 31 % прочностью при статическом изгибе и на 42 % прочностью при межслойном сдвиге по сравнению с углепластиком на основе ткани марки ВТкУ-2.200 аналогичной структуры.

Благодарности

Авторы выражают благодарность А.Г. Загоре за проведение испытаний по определению температуры стеклования.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2025-014 от 27.02.2025).

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. 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: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Гуняева А.Г., Курносоев 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: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
5. Новиков А.С., Каримбаев Т.Д. Рабочие лопатки вентиляторов большой степени двухконтурности для перспективных ТРДД // Двигатель. 2015. № 5. С. 6–11.
6. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Сидорина А.И., Славин А.В. Высокотемпературные углепластики на основе полиимидных связующих // Труды ВИАМ. 2024. № 11 (141). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-71-88.
7. Teijin develops highly heat- and impact-resistant prepreg as carbon fiber intermediate material for aerospace applications. URL: https://www.teijin.com/news/2019/20190304_3521.html (дата обращения: 15.12.2024).
8. Global Polyimide Resins Market Study 2016–2032. URL: <https://www.marketresearch.com/Prismant-Consulting-Private-Limited-v4215/Global-Polyimide-Resins-Study-32057574/> (дата обращения: 15.12.2024).
9. Global Polyimide Resin Matrix Composite Laminate SuPly, Demand and Key Producers, 2023–2029. URL: <https://www.marketresearch.com/GlobalInfoResearch-v4117/Global-Polyimide-Resin-Matrix-Composite-35273331/> (дата обращения: 15.12.2024).

10. Михайлин Ю.А. Тепло-, термо- и огнестойкость полимерных материалов. СПб.: Научные основы и технологии, 2011. 416 с.
11. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
12. Liu Y., Xu X.-Z., Mo S. et al. Long-term Thermo-oxidative Degradation Modeling of a Carbon Fiber Reinforced Polyimide Composite: Multistep Degradation Behaviors and Kinetics // *Chinese Journal of Polymer Science*. 2020. No. 38. P. 1202–1213. DOI: 10.1007/s10118-020-2425-7.
13. Wang H., Wang Z., Kuang N. et al. Zhang Effect of high-temperature thermo-oxidation on the mechanical and electrical properties of phenylethynyl-terminated polyimide/carbon fiber composite // *Polymer Degradation and Stability*. 2023. Vol. 218. P. 110544. DOI: 10.1016/j.polyimdegradstab.2023.110544.
14. Kubota Y., Furuta T., Aoki T. et al. Long-term thermal stability of carbon fibre-reinforced addition-type polyimide composite in terms of compressive strength // *Advanced Composite Materials*. 2018. Vol. 28. P. 1–19. DOI: 10.1080/09243046.2018.1446124.
15. Говоров А.В., Галигузов А.А., Тихонов Н.А. и др. Исследование кинетики окисления углеродных волокон различных типов // *Новые огнеупоры*. 2015. № 11. С. 34.
16. Back C.A. Effects of prior aging on the creep response of carbon fiber reinforced PMR-15 neat resin at 288 °C in an air environment: Thesis. Air Force Institute of Technology, 2007. 124 p.
17. Сидорина А.И., Сафронов А.М. Исследование устойчивости углеродных волокон к окислению // *Труды ВИАМ*. 2022. № 7 (113). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-63-73.
18. Tong Y., Wang X., Su H., Xu L. Oxidation kinetics of polyacrylonitrile-based carbon fibers in air and the effect on their tensile properties // *Corrosion Science*. 2011. Vol. 53. P. 2484–2488.
19. Способ получения расплавных полиимидных связующих полимеризационного типа: пат. 2666734 Рос. Федерация; заявл. 05.10.17; опубл. 12.09.18.
20. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Гуляев А.И. Исследование влияния термического старения на свойства высокотемпературного полиимидного углепластика // *Труды ВИАМ*. 2023. № 6 (124). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62.
21. Li X.C., Jin B.C., Tsotsis T.K., Nutt S. Thermo-oxidative aging and thermal cycling of PETI-340M composites // *High Performance Polymers*. 2022. Vol. 34. P. 33–43.
22. MVK-10. RTM Polyimide. Product description // *Maverick Corp*. URL: http://www.maverickcorp.com/_CE/pagecontent/Documents/MVK-10.pdf (дата обращения: 20.12.2024).
23. Petkov V.I., Joffe R., Fernberg P. Thermal oxidative aging of satin weave and thin-ply polyimide composites // *Polymer Composites*. 2022. No. 43. P. 2615–2627. DOI: 10.1002/pc.26561.
24. Tandon G.P., Ragland W.R., Shoenpner G.A. Using Optical Microscopy to Monitor Anisotropic Oxidation Growth in High-Temperature Polymer Matrix Composites // *Journal of Composite Materials*. 2009. Vol. 43. No. 5. P. 583–603.
25. Liu L., Du M., Liu F. Recent advances in interface microscopic characterization of carbon fiber-reinforced polymer composites // *Frontiers in Materials*. 2023. Vol. 10. P. 1–18.
26. Ripberger E.R., Tandon G.P., Shoenpner G.A. Experimental techniques for characterizing thermo-oxidative behavior in high-temperature polyimide composite // *Proceedings of the 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*. 2005. P. 1–9. URL: <https://www.researchgate.net/publication/267819653> (дата обращения: 18.12.2024).
27. Куршев Е.В., Лонский С.Л., Егоров Ю.А., Зеленина И.В. Исследование изменений микроструктуры и химического состава полиимидного углепластика после воздействия имитируемых эксплуатационных факторов // *Вопросы материаловедения*. 2024. № 4. С. 88–102.
28. Деев И.С., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности эпоксидных углепластиков // *Вопросы материаловедения*. 2018. № 3. С. 157–169.

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. 93, no. 10, pp. 907–916.

2. 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: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. 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: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
4. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
5. Novikov A.S., Karimbaev T.D. Working blades of high-bypass fans for advanced turbofan engines. *Dvigatel*, 2015, no. 5, pp. 6–11.
6. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Sidorina A.I., Slavin A.V. High-temperature carbon fiber reinforced plastics based on polyimide binders. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-71-88.
7. Teijin develops highly heat- and impact-resistant prepreg as carbon fiber intermediate material for aerospace applications. Available at: https://www.teijin.com/news/2019/20190304_3521.html (accessed: December 15, 2024).
8. *Global Polyimide Resins Market Study 2016–2032*. Available at: <https://www.marketresearch.com/Prismant-Consulting-Private-Limited-v4215/Global-Polyimide-Resins-Study-32057574/> (accessed: December 15, 2024).
9. *Global Polyimide Resin Matrix Composite Laminate SuPly, Demand and Key Producers, 2023–2029*. Available at: <https://www.marketresearch.com/GlobalInfoResearch-v4117/Global-Polyimide-Resin-Matrix-Composite-35273331/> (accessed: December 15, 2024).
10. Mikhailin Yu.A. *Heat, thermal and fire resistance of polymeric materials*. St. Petersburg: Scientific foundations and technologies, 2011, 416 p.
11. Kablov E.N., Startsev V.O. Measurement and forecasting of materials samples' temperature during weathering in different climatic zones. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
12. Liu Y., Xu X.-Z., Mo S. et al. Long-term Thermo-oxidative Degradation Modeling of a Carbon Fiber Reinforced Polyimide Composite: Multistep Degradation Behaviors and Kinetics. *Chinese Journal of Polymer Science*, 2020, no. 38, pp. 1202–1213. DOI: 10.1007/s10118-020-2425-7.
13. Wang H., Wang Z., Kuang N. et al. Zhang Effect of high-temperature thermo-oxidation on the mechanical and electrical properties of phenylethynyl-terminated polyimide/carbon fiber composite. *Polymer Degradation and Stability*, 2023, vol. 218, p. 110544. DOI: 10.1016/j.polymdegradstab.2023.110544.
14. Kubota Y., Furuta T., Aoki T. et al. Long-term thermal stability of carbon fibre-reinforced addition-type polyimide composite in terms of compressive strength. *Advanced Composite Materials*, 2018, vol. 28, pp. 1–19. DOI: 10.1080/09243046.2018.1446124.
15. Govorov A.V., Galiguzov A.A., Tikhonov N.A. et al. Study of oxidation kinetics of carbon fibers of different types. *Novye ogneupory*, 2015, no. 11, p. 34.
16. Back C.A. *Effects of prior aging on the creep response of carbon fiber reinforced PMR-15 neat resin at 288 °C in an air environment*: Thesis. Air Force Institute of Technology, 2007, 124 p.
17. Sidorina A.I., Safronov A.M. Study of the resistance of carbon fibers to oxidation. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-63-73.
18. Tong Y., Wang X., Su H., Xu L. Oxidation kinetics of polyacrylonitrile-based carbon fibers in air and the effect on their tensile properties. *Corrosion Science*, 2011, vol. 53, pp. 2484–2488.
19. *Method for producing melt-blown polyimide binders of polymerization type*: pat. 2666734 Rus. Federation; appl. 05.10.17; publ. 12.09.18.

20. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Gulyaev A.I. Research of influence of thermal aging on properties high-temperature polyimide carbon fiber reinforced plastic. *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62.
21. Li X.C., Jin B.C., Tsotsis T.K., Nutt S. Thermo-oxidative aging and thermal cycling of PETI-340M composites. *High Performance Polymers*, 2022, vol. 34, pp. 33–43.
22. MVK-10. RTM Polyimide. Product description. Available at: http://www.maverickcorp.com/_CE/pagecontent/Documents/MVK-10.pdf (accessed: December 20, 2024).
23. Petkov V.I., Joffe R., Fernberg P. Thermal oxidative aging of satin weave and thin-ply polyimide composites. *Polymer Composites*, 2022, no. 43, pp. 2615–2627. DOI: 10.1002/pc.26561.
24. Tandon G.P., Ragland W.R., Shoepner G.A. Using Optical Microscopy to Monitor Anisotropic Oxidation Growth in High-Temperature Polymer Matrix Composites. *Journal of Composite Materials*, 2009, vol. 43, no. 5. P. 583–603.
25. Liu L., Du M., Liu F. Recent advances in interface microscopic characterization of carbon fiber-reinforced polymer composites. *Frontiers in Materials*, 2023, vol. 10, pp. 1–18.
26. Ripberger E.R., Tandon G.P., Shoepner G.A. Experimental techniques for characterizing thermo-oxidative behavior in high-temperature polyimide composite. *Proceedings of the 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*, 2005, pp. 1–9. Available at: <https://www.researchgate.net/publication/267819653> (accessed: December 18, 2024).
27. Kurshev E.V., Lonskiy S.L., Egorov Yu.A., Zelenina I.V. Study of changes in the microstructure and chemical composition of polyimide carbon fiber reinforced plastic after exposure to simulated operational factors. *Voprosy materialovedeniya*, 2024, no. 4, pp. 88–102.
28. Deev I.S., Kurshev E.V., Lonskiy S.L. Effect of long-term climatic aging on the surface microstructure of epoxy carbon fiber reinforced plastics. *Voprosy materialovedeniya*, 2018, no. 3, pp. 157–169.

Информация об авторах

Начаркина Анастасия Витальевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зеленина Ирина Викторовна, ведущий инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Курсев Евгений Васильевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лонский Станислав Леонардович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anastasia V. Nacharkina, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Irina V. Zelenina, Leading Engineer-Technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Stanislav L. Lonskii, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.04.2025.

The article was submitted 27.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.04.2025.

Научная статья

УДК 669.715:669.018.62

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-123-132

ФТОРСОДЕРЖАЩИЕ ПОЛИМЕРЫ ДЛЯ ЗАЩИТНО-ДЕКОРАТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРОМЫШЛЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

А.С. Сердцелюбова¹, Т.Я. Ошмарина¹, Ю.К. Зверевич¹

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

Аннотация. Рассмотрены фторсодержащие полимерные пленкообразующие как один из классов химических соединений, применяемых в технологии получения защитных покрытий, а также в других промышленных отраслях. Проведен анализ рынка фторполимеров в России и за рубежом, а также оценка развития данных полимеров в нашей стране. Представлены особенности химической структуры фторсодержащих сополимеров, а также их модификаций. Выявлены основные преимущества фторированных пленкообразующих, раскрыты области их применения.

Ключевые слова: защитные покрытия, фторполимеры, авиационные покрытия, пленкообразующие системы, высокомолекулярные соединения, лакокрасочные материалы

Для цитирования: Сердцелюбова А.С., Ошмарина Т.Я., Зверевич Ю.К. Фторсодержащие полимеры для защитно-декоративных покрытий промышленного назначения // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-123-132.

Scientific article

FLUORINE-CONTAINING POLYMERS FOR PROTECTIVE AND DECORATIVE COATINGS FOR INDUSTRIAL USE

A.S. Serdtselyubova¹, T.Ya. Oshmarina¹, Yu.K. Zverevich¹

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 fluorine-containing polymer film-forming agents used in protective coatings and other industrial sectors. The paper provides the results of an analysis of the fluoropolymer market in Russia and abroad, as well as an assessment of the development of these polymers in our country. The features of the chemical structure of fluorine-containing copolymers and their modifications are described. The main advantages of fluorinated film-forming agents and the areas of their application are identified.

Keywords: protective coatings, fluoropolymers, aviation coatings, film-forming systems, high molecular weight compounds, paint and varnishes

For citation: Serdtselyubova A.S., Oshmarina T.Ya., Zverevich Yu.K. Fluorine-containing polymers for protective and decorative coatings for industrial use. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-123-132.

Введение

В настоящее время при разработке новых функциональных материалов, в том числе лакокрасочных материалов и покрытий, проблема поиска новых решений обусловлена возрастающими требованиями к промышленной продукции и изделиям отечественного производства для различных отраслей техники [1–3]. Для увеличения срока службы современных летательных аппаратов наиболее актуально и доступно применение защитных полимерных покрытий, эксплуатируемых при воздействии множества внешних факторов: климатических, коррозионных, механических, а также биологических [4–6]. Наличие лакокрасочных покрытий и комплекс их защитных свойств оказывают огромное влияние на повышение стойкости конструкционных материалов как металлических, так и полимерных. В свою очередь, свойства и характеристики покрытий определяются главным образом природой пленкообразующей среды [7, 8].

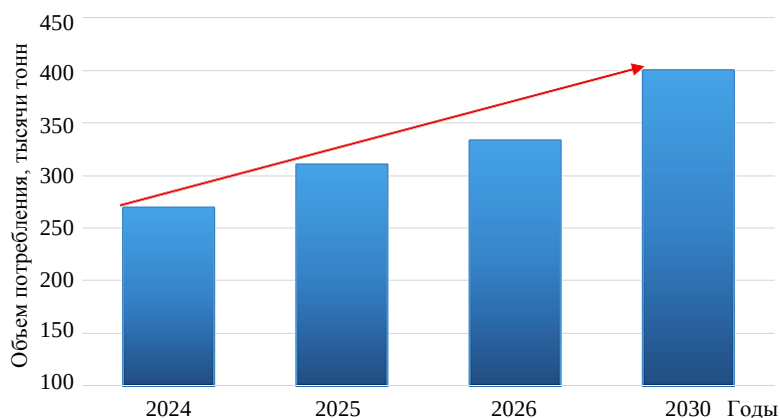
В данный период времени все большее практическое применение приобретают фторполимеры и их модификации, которые являются одними из самых популярных и широко используемых категорий полимеров в лакокрасочной промышленности [9]. Проблемы, возникающие при использовании фторполимеров, связаны в основном с высокой стоимостью их производства и сложностью применения. Однако благодаря своим уникальным свойствам, фторполимеры остаются востребованными на рынке лакокрасочных материалов.

Фторполимеры представляют собой высокотехнологичные материалы, обладающие уникальными свойствами и демонстрирующие растущий спрос в авиационной промышленности. Различные детали и узлы воздушных судов, такие как двигатели, роторы, лопасти, обтекатели, работоспособны при наличии специальных износостойких покрытий, устойчивых к высоким термическим воздействиям [10, 11]. Именно в подобных покрытиях наиболее эффективно используются уникальные, присущие фторполимерам защитные свойства при минимальном содержании исходного фторопласта [12].

Во многих отраслях фторполимеры находят широкое применение в качестве составляющих компонентов термо- и химически стойких, гидрофобных, трибологических, электроизоляционных и биоинертных материалов. Они используются при получении покрытий для металлических изделий, а также пластиков. В технологии лакокрасочных покрытий фторполимеры применяются в качестве модификатора для придания гидрофобных свойств. Вместе с тем большинство фторполимеров являются нерастворимыми, а их высокие температуры плавления и вязкости расплавов обуславливают ряд технологических особенностей при получении покрытий на их основе [13].

Основные преимущества фторполимерных пленок – высокая стойкость к химическим реагентам, термостойкость, повышенная адгезия, электрические характеристики, хорошие физико-механические свойства, в том числе абразивостойкость, а также исключительные гидрофобность и биоинертность – обусловлены сочетанием особенностей химического строения и наноструктуры [14]. Эти свойства делают их идеальными для использования в изделиях, эксплуатируемых в условиях высокой температуры, агрессивной среды и интенсивного трения.

По данным аналитического издательства PlastInfo, ожидается, что среднегодовой темп роста объема потребления фторполимеров на мировом рынке для лакокрасочной промышленности составит приблизительно 6–8 % в год до 2030 г. (см. рисунок). Такой рост обусловлен увеличением спроса на высококачественные и долговечные лакокрасочные материалы, а также появлением новых технологий и материалов.



Среднегодовой рост объема потребления фторполимерных пленок

Основным используемым фторсодержащим полимером остается политетрафторэтилен (ПТФЭ), доля которого в мировом производстве достигает до 80 % [15]. Второй по объему производства фторполимер – поливинилиденфторид (ПВДФ) [16]. Всего в мире производится несколько десятков различных фторполимеров [17, 18].

Особенности химического строения

В истории развития фторполимеров следует обозначить период 1930-х–1940-х гг. В то время исследователями компании DuPont (США) был открыт основной вид данного класса соединений – политетрафторэтилен. Следует отметить, что и в России практически в это же время начали развивать направления исследований и технологий производства фторированных полимеров.

В настоящее время создано более тридцати видов фторполимеров и более ста их промышленных марок. Фторсодержащие полимеры можно классифицировать в зависимости от их химического состава и свойств.

По химическому строению продукты фторполимерного синтеза классифицируются двумя категориями – частично и полностью фторированные полимеры.

К первым можно отнести поливинилиденфторид (ПВДФ), сополимер тетрафторэтилена с этиленом (ЭТФЭ), политрифторхлорэтилен (ПТФХЭ), сополимер трифторхлорэтилена с винилиденфторидом (ПТФХЭ-ВДФ) и другие. Ко вторым, помимо политетрафторэтилена, примыкают сополимер тетрафторэтилена с перфтор(алкилвиниловыми) эфирами или ПФА [19], сополимер тетрафторэтилена с полифторметилвинилэтиленом или МФА и сополимер тетрафторэтилена с гексафторпропиленом или ФЭП.

Рассмотрим некоторые из наиболее распространенных и широко используемых представителей класса фторсодержащих полимеров.

Политетрафторэтилен (ПТФЭ)

Относится к базовым компонентам большинства композиций благодаря такому ценному и исключительно уникальному набору свойств, как термостойкость в широком эксплуатационном температурном интервале – от 4 до 530 К; рекордно низкий коэффициент трения, благодаря которому полимер внесен в «Книгу рекордов Гиннеса» как самый скользкий материал [20]; химическая стойкость к широкому спектру агрессивных сред. В то же время у него устойчивая биоинертность, атмосферостойкость и прекрасные электроизоляционные свойства. Вышеперечисленные характеристики ПТФЭ определяют многообразие областей его применения: авиакосмический военно-промышленный комплекс, транспортная промышленность, атомная энергетика, электротехника и микроэлектроника, а также химическая промышленность и медицина.

Следует отметить, что уникальность свойств ПТФЭ обусловлена особенностями его молекулярного строения. За счет небольшого размера, атомы фтора образуют плотную оболочку вокруг углеродной цепи, экранируя ее таким образом δ -зарядами и предохраняя фторполимер от внешних воздействий. Это также объясняется высокими показателями энергии диссоциации связи C–F (~450 кДж/моль), что в свою очередь определяет высокие значения температуры разложения (~400 °C). Это приводит к таким очевидным недостаткам, как плохая растворимость и ограниченность возможностей применения для создания лакокрасочных композиций.

Поливинилфторид (ПВФ)

Это кристаллический полимер, температура плавления которого составляет 220–230 °C, а температура начала разложения на воздухе 170 °C [21].

При получении покрытий из ПВФ используют преимущественно порошки с размером частиц не более 0,4 мм, в которые вводят различные добавки методом сухого смешения для улучшения сыпучести. Особенно важным компонентом при составлении композиции является пластификатор, который способствует наиболее полному растеканию и коалесценции частиц. В качестве пластификатора применяют имиды малеиновой кислоты, эфиры фталевой кислоты, триэтилфосфат и другие. Наносят составы на основе ПВФ методами электростатического и струйного распыления, а также нередко в аппаратах кипящего слоя. Технологический процесс получения покрытий на установке кипящего слоя имеет свои особенности [22]. Показатели процесса приведены в табл. 1.

Таблица 1

Показатели технологического процесса получения покрытий на основе ПВФ

Показатель	Значения показателей
Температура предварительного нагрева изделия (первичный нагрев), °C	320–330
Продолжительность выдержки в кипящем слое, с	20–50
Температура формирования покрытия (дополнительный нагрев), °C	320–330
Продолжительность формирования покрытия, мин	10–40
Режим охлаждения покрытия	Закалка в холодной воде
Количество наносимых слоев	1
Толщина покрытия, мкм	100–400

Покрытия обладают хорошими механическими свойствами, однако имеют недостаточную адгезию к металлам.

Поливинилиденфторид (ПВДФ)

Явным преимуществом данного фторполимера является его низкая стоимость наряду с такими достоинствами, как превосходная атмосферостойкость и одновременно высокий коэффициент светопропускания. По сравнению с ПТФЭ, ПВДФ достаточно хорошо растворяется в органических растворителях и поддается механической обработке, что делает его незаменимым компонентом при составлении лакокрасочных материалов. Однако несмотря на широкий спектр достоинств, покрытия на основе ПВДФ обладают невысокой адгезионной прочностью, в связи с чем используется не индивидуальный полимер, а его модификации и сополимеры с тетрафторэтиленом (марка Ф-2МЭ) и другими мономерами (марки Ф-2МБ и Ф-2БА), что позволяет снизить температуру плавления и улучшить растекаемость расплавов.

Известен способ применения покрытий на основе ПВДФ в технологии *coat coating* (окрашивание металлических листов рулонного проката), поскольку по сравнению с традиционным пневматическим нанесением данный метод позволяет наиболее точно контролировать толщину получаемого покрытия.

Сополимер трифторхлорэтилена (ТФХЭ) и тетрафторэтилена (ТФЭ)

В отличие от полимеров ТФХЭ и ТФЭ по отдельности, их сополимеры с этиленфторидом (марки Ф-32Л и Ф-42), ТФЭ с этиленом (марка Ф-40ДП) и гексафторпропиленом (марки Ф-4МБ, Ф-4МВ), другими фторированными соединениями (марки Ф-10, Ф-50, Ф-100) обладают хорошей растворимостью и растекаемостью расплавов, а значит, являются предпочтительными при выборе в качестве пленкообразователей.

Известно, что разработанная порошковая краска марки ПФП-71 на основе фторсополимера Ф-32Л с улучшенными технологическими характеристиками, в рецептуру которой входит также небольшое количество модификаторов (агенты сыпучести, адгезивы и др.), а также материалы на основе сополимера Ф-50П образуют покрытие с высокими показателями адгезионной прочности, что является определяющим фактором при выборе фторсодержащего полимера для составления композиции лакокрасочного материала, поскольку первоначально все фторполиолефины лишены этого важного качества. Немаловажным фактором, оказывающим влияние на адгезионную прочность фторполимера к подложке, является степень его кристалличности. Чем выше содержание аморфной фазы в полимере, тем лучше будет адгезия лакокрасочного материала к окрашиваемому субстрату [23].

Следует упомянуть, что последние двадцать лет велись исследования преимущественно в направлении модифицирования различными способами существующих полимеров для получения уникальных материалов – например, создание ультра- и нанодисперсных порошковых, волокнистых материалов, а также разработка жидких и гелеобразных продуктов, содержащих фторсодержащие олигомеры [24].

Производители

Мировой рынок фторсодержащих полимеров достаточно обширен и насыщен. В данный момент крупнейшими производителями фторполимеров являются такие компании, как DuPont, Pennwalt Chemical, AGC Chemicals и PPG (США); Dongyue, ЗМ (Dyneon) и Gujarat (Индия); Solvay (Бельгия); Produits Chimiques Ugine Kuhlmann (Франция); Precision Polimer Engineering Ltd (Италия); Daikin, Shanghai 3F, Juhua и Lichang (Китай); Дайкин Коге (Япония). Большую долю рынка, согласно существующей статистике, занимают американские компании. Однако исходя из текущей политической ситуации в мире, наибольший интерес для нас представляют азиатские производители, а именно – китайские и индийские.

В настоящее время в России синтез фторполимерных продуктов сконцентрирован на производственных мощностях таких заводов, как ООО «Завод полимеров Кирово-Чепецкого химического комбината им. Б.П. Константинова» (г. Кирово-Чепецк) и ОАО «Галоген» (г. Пермь), входящих в один холдинг «Галополимер», а также ПАО «Сибур Холдинг». Суммарный объем производства фторполимеров составляет десятки тысяч тонн в год, а ассортимент продуктов и изделий достаточно широкий, однако существенно уступает основным зарубежным производителям [25, 26]. Перспективы развития производства фторполимеров в России достаточно оптимистичные, поскольку спрос на эти материалы постоянно растет. Кроме того, необходимо отметить, что в текущей мировой политической ситуации особое значение приобретает расширение отечественной сырьевой базы, которая обеспечивала бы конкурентоспособность отечественной авиатехники и многих других отраслей.

Практическое применение

В целом в химической промышленности широкое применение нашли различные марки фторполимеров (табл. 2) [27–30].

Таблица 2

Применение фторполимеров

Марка продукта	Наименование и описание продукта	Применение фторполимера
Ф-1	Поливинилфторид	Наружные и внутренние покрытия слоистых пластиков и асбестовых изделий, а также барьерная защита солнечных панелей. В судостроении для покрытий изделий из меди, латуни, стали и алюминия
Ф-2	Поливинилиденфторид	Покрытия для трубопроводов, вентиляционных систем, листовых и пленочных материалов, взаимодействующих с агрессивными средами
Ф-3	Политрифторхлорэтилен	В качестве диэлектрика в технике сильных токов, а также для изготовления смотровых стекол, работающих в агрессивных средах
Ф-4	Политетрафторэтилен	Детали уплотнительного и антифрикционного назначения
Ф-4РМ	Радиационно-модифицированный политетрафторэтилен	Покрытия конденсаторов, а также электроизоляционные покрытия
Ф-4Д	Продукт полимеризации тетрафторэтилена в водной среде	Уплотнительные материалы, стойкие к агрессивным средам и работающие при повышенных температурах
Ф-4НТД	Низкомолекулярный тонкодисперсный фторопласт	Смазочные материалы, загустители масел
Ф-4КС2	Политетрафторэтилен с наполнением 2 % кобальта синего	Уплотнительные устройства гидроагрегатов пассажирских самолетов
Ф-4К20	Политетрафторэтилен с наполнением 20 % литейного кокса марки КЛ-1	Высокоэффективные антифрикционные детали, работающие при высоких скоростях скольжения и малых удельных нагрузках
Ф-4К15УВ5	Политетрафторэтилен с наполнением 15 % кокса + 5 % углеродного волокна	
Ф-4С15	Политетрафторэтилен с наполнением 15 % стекловолокна	Уплотнительные манжеты для деталей топливных насосов
Ф-40ЛД	Сополимер тетрафторэтилена и этилена	Авиационное топливо, масла и жидкости для гидросистем, хомуты, кронштейны
Ф-32Л	Сополимер трифторхлорэтилена и фтористого винилидена	Лакокрасочные материалы и химически стойкие лакокрасочные покрытия
СКФ-26	Каучукоподобный сополимер винилиденфторида и гексафторпропилена	Резинотехнические изделия, устойчивые к агрессивным средам, износостойкие лакокрасочные покрытия
Lumiflon	Сополимер фторэтилена и винилового эфира	Атмосферостойкие лакокрасочные покрытия
SQ-408-A	Перфторированный этиленпропилен	Изоляция электротехнических изделий и коммуникационных сетей, антиадгезионные покрытия и антикоррозионные агенты

В лакокрасочной промышленности благодаря отличным влагозащитным, антикоррозионным, диэлектрическим и оптическим свойствам распространение и широкое применение получили фторопласт Ф-32ЛН и эластичный высокомолекулярный сополимер винилиденфторида и гексафторпропилена марки СКФ-26, обладающий уникальными свойствами, включая высокую термостойкость, химическую стойкость и отличную механическую прочность.

В настоящее время для защитно-декоративной окраски изделий авиационной техники применяют лакокрасочные материалы на основе фторсодержащих пленкообразователей. В зависимости от целевой функции защитного покрытия можно представить их следующую классификацию (табл. 3).

Таблица 3

Фторсодержащие лакокрасочные материалы авиационного назначения	
Функция	Наименование лакокрасочного материала
Защита от атмосферных факторов	Эмали марок ВЭ-69, ВЭ-75, ВЭ-84, лак ВЛ-25
Защита от воздействия синтетических масел и рабочих жидкостей	Эмаль ВЭ-46, лак ФП-5182
Защита от повышенной влажности	Лаки марок ФП-5182М, ВЛ-18, ВЛ-21
Стойкость к ударным нагрузкам	Эмали марок КЧ-5185, КЧ-5230
Стабилизация радиотехнических свойств в процессе эксплуатации	Эмали марок ФП-566, ФП-5105

Очевидно, что данный класс пленкообразующих веществ способен обеспечивать целый спектр потребностей и задач, возложенных на специальные защитные покрытия.

Заключения

В настоящее время в России поддерживается стабильный спрос на фторполимеры, вместе с тем ассортимент данных полимерных продуктов уступает ассортименту материалов аналогичного назначения иностранных производителей.

Для повышения конкурентоспособности отечественной авиатехники в данный момент необходимо расширить сырьевую базу, в связи с чем применение фторированных полимеров наряду со многими другими пленкообразующими (эпоксидными, уретановыми, акриловыми) является актуальной задачей.

Применение различных фторсодержащих сополимеров позволяет направленно регулировать свойства защитных покрытий, наделяя их широким спектром функций.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Состояние и перспективы арктического материаловедения // Вестник Российской академии наук. 2017. Т. 87. № 9. С. 827–839.
3. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // Металлы Евразии. 2012. № 3. С. 10–15.
4. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Еськов А.А., Лебедева Т.А. Комплексные системы лакокрасочных покрытий для защиты металлических полимерных композиционных материалов, а также их контактных соединений от воздействия агрессивных факторов // Лакокрасочные материалы и их применение. 2016. № 6. С. 32–35.
5. Абрамова М.Г., Луценко А.Н., Варченко Е.А. Об особенностях подтверждения соответствия климатической стойкости материалов авиационного назначения на всех этапах жизненного цикла (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.

6. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
7. Кузнецова В.А., Марченко С.А., Емельянов В.В., Железняк В.Г. Исследование влияния молекулярной массы эпоксидных олигомеров и отвердителей на эксплуатационные свойства лакокрасочных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.12.2024). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-71-79.
8. Козлова А.А., Кондратьева О.В., Кузнецова В.А. Основные проблемы применения влагозащитных электроизоляционных материалов отечественного производства для автоматизированного селективного нанесения на печатные узлы (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 4 (69). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-72-83.
9. Сердцелюбова А.С., Кречетов Д.Д. Пути повышения атмосферостойкости лакокрасочных материалов, применяемых для окраски внешней поверхности изделий авиационной техники // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2021. № 9. С. 31–38.
10. Дринберг А.С. Окраска композиционных материалов // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2017. № 3. С. 22–31.
11. Никалин Д.М., Меркулова Ю.И., Железняк В.Г. Фторсодержащие полимерные лакокрасочные материалы в авиационной технике. Обзор // *Российский химический журнал*. 2019. Т. LXIII. № 1. С. 86–93.
12. Дринберг А.С., Козлова С.П., Карпов В.А. Защитные покрытия на основе фторированных полимеров // *Химическая промышленность*. 2019. № 4. С. 185–192.
13. Дринберг А.С., Карпов В.А., Охрименко А.Г. Защитные покрытия на основе фторированных полимеров // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2017. № 7-8. С. 39–43.
14. Дринберг А.А., Бабкин О.Э., Дринберг А.С. и др. Перспективные направления исследований и разработок в технологии создания новых противообрастающих материалов // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2022. № 12. С. 18–23.
15. Дринберг А.С., Бабкин О.Э., Литосов Г.Э. и др. Разработка технологии производства антифрикционных химически стойких фторуретановых покрытий для оборудования систем подводной добычи углеводородов // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2023. № 3 (552). С. 22–28.
16. Бузник В.М. Состояние отечественной химии фторполимеров и возможные перспективы развития // *Российский химический журнал*. 2008. Т. LII. № 3. С. 7–12.
17. Бузник В.М. Современное материаловедение на примере фторполимеров. Томск: ТГУ, 2012. Вып. 1. 42 с. (Академические чтения в Томском государственном университете).
18. Игнатьева Л.Н., Бузник В.М. Квантово-химические расчеты спектроскопических и топологических параметров фторуглеродных олигомеров // *Журнал физической химии*. 2005. Т. 79. № 9. С. 1631–1638.
19. Логинов Б.А., Виллемсон А.Л., Бузник В.М. Российские фторполимеры: история, технологии, перспективы. М., 2013. 320 с.
20. Усманов Х.У., Юльчибаев А.А. Винилфторид и его полимеры. М.: Химия, 1978. 227 с.
21. Паншин Ю.А., Малкевич С.Г., Дунаевская Ц.С. Фторопласты. Л.: Химия, 1978. 232 с.
22. Бейдер Э.Я., Донской А.А., Железина Г.Ф. и др. Опыт применения фторполимерных материалов в авиационной технике // *Российский химический журнал*. 2008. Т. LII. № 3. С. 30–44.
23. Игнатьева Л.Н., Бузник В.М. Квантово-химический расчет ИК-спектров поглощения модифицированных форм политетрафторэтилена // *Журнал физической химии*. 2006. Т. 80. № 12. С. 2178–2187.
24. Huang X., Tepylo N., Pommier-Budinger V. et al. A survey of acephobic coatings and their potential use in a hybrid coating/active ice protection system for aerospace applications // *Progress in Aerospace Sciences*. 2019. Vol. 105. P. 74–97.
25. Фторсодержащие полимеры: каталог. Черкассы: ОНИИТЭХИМ, 1985. 20 с.
26. Глазер Е.А., Мулин Ю.А. Достижения в производстве, переработке и применении порошковых полимерных материалов / под ред. А.Д. Яковлева. Л.: ЛДНТП, 1980. 88 с.

27. Wright T. Clear skies ahead or more turbulence // *Coating World*. 2009. No. 8. P. 26–28.
28. Rytikov G.O., Doronin F.A., Evdokimov A.G. et al. The effect of the surface morphological inhomogeneities on the polymer films mycological resistance // *Protection of metals and physical chemistry of surfaces*. 2021. Vol. 57. P. 329–338. DOI: 10.1134/S2070205121020088.
29. Гидрофобное полимерное покрытие: пат. RU 2676644 С1 Рос. Федерация; заявл. 11.04.18; опубл. 09.01.19.
30. Фторполимеры / под ред. Л. Уолла; пер. с англ. И.Л. Кнунянца, В.А. Пономаренко. М.: Химия, 1975. 450 с.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Buznik V.M., Kablov E.N. State and Prospects of Arctic Materials Science. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2017, vol. 87, no. 9, pp. 827–839.
3. Kablov E.N. Modern Materials – the Basis for Innovative Modernization of Russia. *Metally Evrazii*, 2012, no. 3, pp. 10–15.
4. Kablov E.N., Semenova L.V., Eskov A.A., Lebedeva T.A. Complex Systems of Paint and Varnish Coatings for the Protection of Metal Polymer Composite Materials, as Well as Their Contact Joints from the Impact of Aggressive Factors. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2016, no. 6, pp. 32–35.
5. Abramova M.G., Lutsenko A.N., Varchenko E.A. Concerning the aspects of validation of climate resistance of airborne materials at all life cycle stages (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.
6. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 14, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
7. Kuznetsova V.A., Marchenko S.A., Emelyanov V.V., Zheleznyak V.G. Study of the influence of molecular mass of epoxy oligomers and hardeners on the operational properties of paint coatings. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 17, 2024). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-71-79.
8. Kozlova A.A., Kondrateva O.V., Kuznetsova V.A. The main problems of using domestically produced moisture-proof electrical insulating materials for automated selective application on printed assemblies (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-72-83.
9. Serdtselyubova A.S., Krechetov D.D. Ways to improve the weather resistance of paints and varnishes used for painting the outer surface of aviation equipment. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2021, no. 9, pp. 31–38.
10. Drinberg A.S. Painting of composite materials. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2017, no. 3, pp. 22–31.
11. Nikalin D.M., Merkulova Yu.I., Zheleznyak V.G. Fluorine-containing polymer paints and varnishes in aviation equipment. Review. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2019, vol. LXIII, no. 1, pp. 86–93.
12. Drinberg A.S., Kozlova S.P., Karpov V.A. Protective coatings based on fluorinated polymers. *Khimicheskaya promyshlennost*, 2019, no. 4, pp. 185–192.
13. Drinberg A.S., Karpov V.A., Okhrimenko A.G. Protective coatings based on fluorinated polymers. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2017, no. 7–8, pp. 39–43.
14. Drinberg A.A., Babkin O.E., Drinberg A.S. et al. Promising areas of research and development in the technology of creating new antifouling materials. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2022, no. 12, pp. 18–23.

15. Drinberg A.S., Babkin O.E., Litosov G.E. et al. Development of technology for the production of antifriction chemically resistant fluororethane coatings for equipment of underwater hydrocarbon production systems. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2023, no. 3 (552), pp. 22–28.
16. Buznik V.M. The state of domestic chemistry of fluoropolymers and possible development prospects. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2008, vol. LII, no. 3, pp. 7–12.
17. Buznik V.M. *Modern Materials Science Using Fluoropolymers as an Example*. Tomsk: TSU, 2012, is. 1, 42 p. (Academic Readings at Tomsk State University).
18. Ignatyeva L.N., Buznik V.M. Quantum-Chemical Calculations of Spectroscopic and Topological Parameters of Fluorocarbon Oligomers. *Zhurnal fizicheskoy khimii*, 2005, vol. 79, no. 9, pp. 1631–1638.
19. Loginov B.A., Willemson A.L., Buznik V.M. *Russian Fluoropolymers: History, Technologies, Prospects*. Moscow, 2013, 320 p.
20. Usmanov Kh.U., Yulchibaev A.A. *Vinyl Fluoride and Its Polymers*. Moscow: Khimiya, 1978, 227 p.
21. Panshin Yu.A., Malkevich S.G., Dunaevskaya Ts.S. *Fluoroplastics*. Leningrad: Khimiya, 1978, 232 p.
22. Bader E.Ya., Donskoy A.A., Zhelezina G.F. et al. Experience in the use of fluoropolymer materials in aviation technology. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2008, vol. LII, no. 3. pp. 30–44.
23. Ignatieva L.N., Buznik V.M. Quantum chemical calculation of IR absorption spectra of modified forms of polytetrafluoroethylene. *Zhurnal fizicheskoy khimii*, 2006, vol. 80, no. 12, pp. 2178–2187.
24. Huang X., Tepylo N., Pommier-Budinger V. et al. A survey of acephobic coatings and their potential use in a hybrid coating/active ice protection system for aerospace applications. *Progress in Aerospace Sciences*, 2019, vol. 105, pp. 74–97.
25. *Fluorine-containing polymers: catalogue*. Cherkassy: ONITEKHIM, 1985, 20 p.
26. Glazer E.A., Mulin Yu.A. *Achievements in production, processing and application of powder polymeric materials*. Ed. A.D. Yakovlev. Leningrad: LDNTP, 1980, 88 p.
27. Wriqth T. Clear skies ahead or more turbulence. *Coating World*, 2009, no. 8, pp. 26–28.
28. Rytikov G.O., Doronin F.A., Evdokimov A.G. et al. The effect of the surface morphological inhomogeneities on the polymer films mycological resistance. *Protection of metals and physical chemistry of surfaces*, 2021, vol. 57, pp. 329–338. DOI: 10.1134/S2070205121020088.
29. *Hydrophobic polymer coating*: pat. RU 2676644 C1 Rus. Federation; appl. 11.04.18; publ. 09.01.19.
30. *Fluoropolymers*. Ed. L. Wall; trans. from Engl. Moscow: Khimiya, 1975, 450 p.

Информация об авторах

Сердцелюбова Алевтина Сергеевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Ошмарина Таиса Ярославовна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Зверевич Юлия Константиновна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alevtina S. Serdtselyubova, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Taisa Ya. Oshmarina, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Yulia K. Zverevich, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 14.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.03.2025.
 The article was submitted 14.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 20.03.2025.

Научная статья

УДК 620.17

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-133-155

ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С СОТОВЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ

В.С. Ерасов¹, И.Г. Сибаяев¹, А.И. Сутубалов¹

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

Аннотация. Трехслойная конструкция с сотовым наполнителем (сэндвич-конструкция) представлена как композиционный материал, состоящий из двух обшивок в качестве армирующего наполнителя, сотового наполнителя (матрицы) и клеевого слоя в качестве межфазного слоя. Приведен подробный обзор методов испытаний образцов из трехслойных конструкций с сотовым наполнителем. Рассмотрены испытания на изгиб, сжатие, растяжение, сдвиг, отслаивание обшивки на барабанах, способность поглощать энергию внешнего силового воздействия, статическое и ударное нагружение. Отражены основные виды разрушений сэндвич-конструкций при проведении данных испытаний. Рассмотрены характеристики материала, определяемые в ходе этих испытаний. Даны рекомендации по конструированию трехслойных конструкций.

Ключевые слова: трехслойные конструкции, сотовый наполнитель, сэндвич-конструкции, механические характеристики

Для цитирования: Ерасов В.С., Сибаяев И.Г., Сутубалов А.И. Испытания образцов из трехслойных конструкций с сотовым наполнителем // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-133-155.

Scientific article

TESTING OF SAMPLES FROM THREE-LAYER STRUCTURES WITH HONEYCOMB FILLER

V.S. Erasov¹, I.G. Sibayev¹, A.I. Sutubalov¹

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

Abstract. A three-layer structure with a honeycomb core (sandwich structure) is presented as a composite material consisting of two coverings as a reinforcing filler, a honeycomb core (matrix) and an adhesive layer as an interphase layer. A detailed review of the methods for testing of samples from three-layer structures with a honeycomb core is given. The following tests are considered: bending, compression, tension, shear, peeling of the covering on a drum, the ability to absorb the energy of external force action, static and impact loading. The main types of destruction of sandwich structures during these tests are reflected. The characteristics of the material determined during these tests are considered. Recommendations for the design of three-layer structures are given.

Keywords: three-layer structures, honeycomb filler, sandwich structures, mechanical characteristics

For citation: Erasov V.S., Sibayev I.G., Sutubalov A.I. Testing of samples from three-layer structures with honeycomb filler. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-133-155.

Введение

Трехслойные конструкции с сотовым наполнителем (сэндвич-конструкции) являются ярким примером, представляющим в макромасштабе конструирование композиционного материала из составляющих элементов: двух обшивок, сотового наполнителя и клея. Структурная элементарная ячейка трехслойной конструкции представляет собой наименьшую часть, дублированием которой можно создать всю конструкцию. При испытании образца, включающего много элементарных структурных ячеек, получают характеристики панели, которые можно теоретически рассчитать исходя из свойств составляющих элементов. При сравнении с композиционным материалом [1–3] условно можно считать, что в трехслойной конструкции обшивки являются армирующим наполнителем; сотовый наполнитель – матрицей, объединяющей восприятие панелью внешней нагрузки; клеевое соединение обшивок с наполнителем – межфазным слоем.

В трехслойных конструкциях используют преимущество геометрического расположения материала для снижения массы аналогично применению специальных форм металлических полуфабрикатов, таких как двутавр, швеллер, труба, профиль (рис. 1). Нагружение трехслойной панели изгибом похоже на изгиб двутавровой балки. Одна из обшивок панели работает на сжатие, а другая – на растяжение. Наполнитель связывает обшивки, как стенка балки, и повышает изгибную жесткость панели. Обшивки обеспечивают жесткость при изгибе и сдвиге в их плоскости. Наполнитель придает устойчивость обшивкам и обеспечивает передачу сдвиговых деформаций по толщине конструкции.

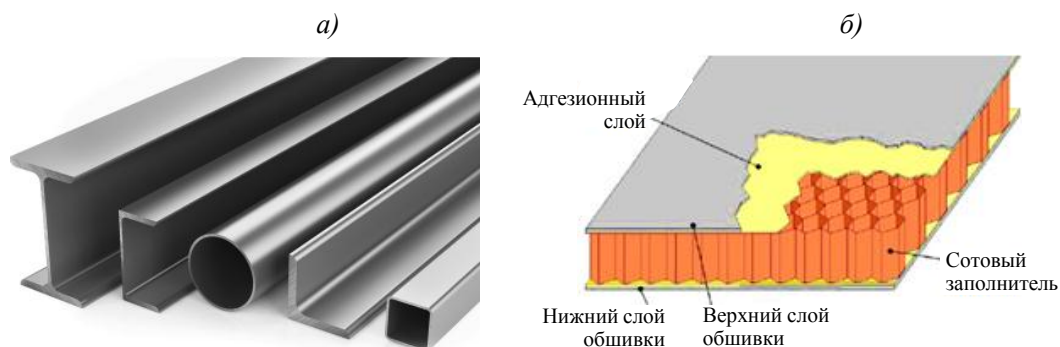


Рис. 1. Виды специальных форм полуфабрикатов: *а* – металлические полуфабрикаты; *б* – трехслойная панель из композиционных материалов

Следует отметить, что наблюдаемое в авиастроении стремление снизить толщину обшивки с целью уменьшения массы панели является ошибкой, ведущей к уменьшению геометрических характеристик поперечного сечения: статического момента, моментов инерции, а также зависящих от них величин прочности и жесткости панели.

За счет упругой деформации наполнителя конструкция панели позволяет при изгибе нагрузить обшивки из слоистых полимерных композиционных материалов усилием, которого нельзя достичь в сплошной панели из-за небольших напряжений сдвига, а также обеспечивает возможность воспринимать высокие напряжения сжатия без потери устойчивости. Несущие слои обшивки воспринимают продольное растяжение, сжатие, изгиб и сдвиг в плоскости панели и предохраняют от внешнего воздействия относительно слабый наполнитель, чувствительный к сосредоточенным нагрузкам. Сотовый наполнитель обеспечивает разнесение обшивок от центральной (нейтральной при изгибе) оси, что увеличивает значения момента инерции сечения панели, жесткость

и прочность конструкции. Такое сочетание и взаимодействие составных элементов обеспечивает большие значения жесткости и несущей способности при сравнительно малой массе конструкций [1–16].

Напряжения в обшивках панели

Проектирование решает задачу разработки панели для самолета таким образом, чтобы с учетом данных о материалах обшивки, заполнителя и клея панель имела минимальную массу при выполнении условий ее прочности и жесткости.

Механические характеристики панели, определяющие ее качество, представлены в таблице. Схемы расчета характеристик, размеры образцов, эскизы и фотографии приспособлений приведены на рисунках.

В формулах, представленных в таблице, используют следующие обозначения:

$\sigma_{\text{и}}$ – предел прочности материала обшивки панели при четырехточечном изгибе (длинная балка), МПа;

P_{max} – нагрузка, при которой обшивка разрушается от растяжения или теряет устойчивость при сжатии, Н;

S – расстояние между опорными валиками, мм;

L – расстояние между нагружающими валиками, мм;

d – толщина панели, мм;

c – толщина сотового заполнителя, мм;

b – ширина образца, мм;

t – толщина обшивки, мм;

$E_{\text{и}}$ – секущий модуль упругости материала обшивки при изгибе (при сжатии верхней обшивки или растяжении нижней), МПа;

σ_{3000} – напряжение в обшивке при деформации наклеенного на обшивку тензорезисторного датчика 3000 микроединиц (0,003, или 0,3 %);

σ_{1000} – напряжение в обшивке при деформации наклеенного на обшивку тензорезисторного датчика 1000 микроединиц (0,001, или 0,1 %);

ε_{3000} – деформация наклеенного на обшивку тензорезисторного датчика 3000 микроединиц (0,003, или 0,3 %);

ε_{1000} – деформация наклеенного на обшивку тензорезисторного датчика 1000 микроединиц (0,001, или 0,1 %);

$D_{\text{и}}$ – жесткость при изгибе панели, Н·мм²;

P_{3000} – нагрузка в верхней сжимаемой обшивке при деформации наклеенного на нее тензорезисторного датчика 3000 микроединиц (0,003, или 0,3 %), Н;

P_{1000} – нагрузка в верхней сжимаемой обшивке при деформации наклеенного на нее тензорезисторного датчика 1000 микроединиц (0,001, или 0,1 %), Н;

ε_{1-3000} – деформация тензорезисторного датчика на поверхности верхней обшивки 3000 микроединиц (0,003, или 0,3 %);

ε_{1-1000} – деформация тензорезисторного датчика на поверхности верхней обшивки 1000 микроединиц (0,001, или 0,1 %);

ε_{2-3000} – деформация тензорезисторного датчика на поверхности нижней обшивки при P_{3000} ;

ε_{2-1000} – деформация тензорезисторного датчика на поверхности нижней обшивки при P_{1000} ;

$\sigma_{\text{ск}}^z$ – предел прочности заполнителя при сжатии перпендикулярно плоскости панели (в направлении толщины заполнителя), МПа;

A – площадь поперечного сечения образца, мм²;

$\sigma_{0,02}^z$ – напряжение сжатия при деформации 0,02 (2 %), т. е. когда отношение абсолютной деформации δ к толщине сотового заполнителя s составляет 0,02;

$P_{0,02}$ – нагрузка при деформации сжатия 0,02 (2 %), Н;

$E_{сж}^z$ – секущий модуль упругости заполнителя при сжатии перпендикулярно плоскости панели, МПа;

$\sigma_{0,003}$ – напряжение в заполнителе при деформации 0,003 (0,3 %);

$\sigma_{0,001}$ – напряжение в заполнителе при деформации 0,001 (0,1 %);

$\varepsilon_{0,003}$ – деформация заполнителя 0,003 (0,3 %);

$\varepsilon_{0,001}$ – деформация заполнителя 0,001 (0,1 %);

$P_{0,003}$ – нагрузка при деформации сжатия 0,003 (0,3 %), Н;

$P_{0,001}$ – нагрузка при деформации сжатия 0,001 (0,1 %), Н;

$\delta_{0,003C}$ – абсолютная деформация заполнителя при $\varepsilon_{0,003}$, мм;

$\delta_{0,001C}$ – абсолютная деформация заполнителя при $\varepsilon_{0,001}$, мм;

σ_p^z – предел прочности заполнителя при растяжении перпендикулярно плоскости панели (в направлении толщины заполнителя), МПа;

$\sigma_{сж}$ – предел прочности обшивки при сжатии параллельно плоскости панели (в направлении длины или ширины обшивки), чаще получают напряжение потери устойчивости обшивки, МПа;

τ – предел прочности заполнителя при сдвиге, МПа;

$\bar{T}$ – средний крутящий момент отслаивания, (Н·мм)/мм;

r_0 – радиус фланца, включая половину толщины ленты барабана, мм;

r_1 – радиус барабана, включая половину толщины обшивки, мм;

F_r – средняя нагрузка отслаивания, Н;

F_0 – нагрузка накручивания на барабан только обшивки, Н;

D – жесткость при изгибе панели с одинаковыми обшивками, Н·мм²;

E – модуль упругости материала обшивки, МПа;

U – поперечная жесткость панели, Н;

P – нагрузка, Н;

Δ – прогиб образца, мм;

G – модуль сдвига заполнителя, МПа;

K_A – тангенс угла наклона начального линейного участка графика «нагрузка–перемещение», Н/мм;

σ_{cr} – среднее напряжение на участке смятия сотового заполнителя на графике «нагрузка–перемещение», МПа;

P_{cr} – среднее усилие деформирования на участке смятия сотового заполнителя на графике «нагрузка–перемещение», Н;

s_{cr} – относительная деформация смятия сотового заполнителя;

δ_{cr} – абсолютная деформация смятия сотового заполнителя;

E_j – энергия удара, Дж;

C – коэффициент нормирования энергии удара на единицу толщины образца ($C = 6,7$ Дж/мм);

h – толщина образца, мм;

$\dot{w}$ – скорость ползучести прогиба, мм/ч;

w – относительный прогиб образца, %;

w_k – прогиб образца при ползучести, мм;

w_n – начальный прогиб образца при нагружении, мм.

Механические характеристики трехслойной панели с сотовым наполнителем

Обозначение характеристики в соответствии с ГОСТ (ASTM)	Формула	Стандарт
$\sigma_{\text{н}} (F^U)$	$\sigma_{\text{н}} = \frac{P_{\text{max}} (S - L)}{2(d + c)bt} = \frac{P_{\text{max}} (S - L)}{4(d - t)bt} \quad (1)$	[15, 16]
$E_{\text{н}} (E_f)$	$E_{\text{н}} = \frac{\sigma_{3000} - \sigma_{1000}}{(\varepsilon_{3000} - \varepsilon_{1000}) \frac{c + t}{c + 2t}} \quad (2)$	
$D_{\text{н}} (D^{F, \text{nom}})$	$D_{\text{н}} = \frac{(S - L)d}{4} \cdot \frac{P_{3000} - P_{1000}}{(\varepsilon_{1-3000} - \varepsilon_{1-1000}) + (\varepsilon_{2-3000} - \varepsilon_{2-1000})} \quad (3)$	
$\sigma_{\text{сж}}^z (F_z^{fcu})$	$\sigma_{\text{сж}}^z = \frac{P_{\text{max}}}{A} \quad (4)$	[17, 18]
$\sigma_{0,02}^z (F_z^{fc0,02})$	$\sigma_{0,02}^z = \frac{P_{0,02}}{A} \quad (5)$	
$E_{\text{сж}}^z (E_z^{fc})$	$E_{\text{сж}}^z = \frac{\sigma_{0,003} - \sigma_{0,001}}{\varepsilon_{0,003} - \varepsilon_{0,001}} = \frac{(P_{0,003} - P_{0,001})c}{A(\delta_{0,003} - \delta_{0,001})} \quad (6)$	
$\sigma_{\text{р}}^z (F_z^{ftu})$	$\sigma_{\text{р}}^z = \frac{P_{\text{max}}}{A} \quad (7)$	[19, 20]
$\sigma_{\text{сж}} (\sigma)$	$\sigma_{\text{сж}} = \frac{P_{\text{max}}}{2bt} \quad (8)$	[21, 22]
$\tau (F_z^{ult})$	$\tau = \frac{P_{\text{max}}}{(d + c)b} \quad (9)$	[23, 24]
$\bar{T} (\bar{T})$	$\bar{T} = \frac{(r_0 - r_1)(F_r - F_0)}{b} \quad (10)$	[25, 26]
$D (D)$	$D = \frac{E(d^3 - c^3)b}{12} \quad (11)$	[27, 28]
$U (U)$	$U = \frac{PS}{4\Delta - \frac{PS^3}{12D}} \quad (12)$	
$G (G)$	$G = \frac{U(d - 2t)}{(d - t)^2 b} \quad (13)$	
$K_A (K_A)$	$K_A = \frac{P_{0,003} - P_{0,001}}{\delta_{0,003} - \delta_{0,001}} \quad (14)$	[29, 30]
$\sigma_{\text{ср}} (\sigma_{\text{ср}})$	$\sigma_{\text{ср}} = \frac{P_{\text{ср}}}{A} \quad (15)$	
$s_{\text{ср}} (s_{\text{ср}})$	$s_{\text{ср}} = \frac{\delta_{\text{ср}}}{A} \quad (16)$	
$E_j (E_j)$	$E_j = Ch \quad (17)$	[31, 32]
$\dot{w} (CR_i)$	$\dot{w} = \frac{dw}{dt} \quad (18)$	[33, 34]
$w (t_{A_i})$	$w = \frac{w_{\text{к}} - w_{\text{н}}}{w_{\text{н}}} \cdot 100 \% \quad (19)$	

Схема для расчета нормальных напряжений в обшивках панели при четырехточечном (чистом) изгибе представлена на рис. 2.

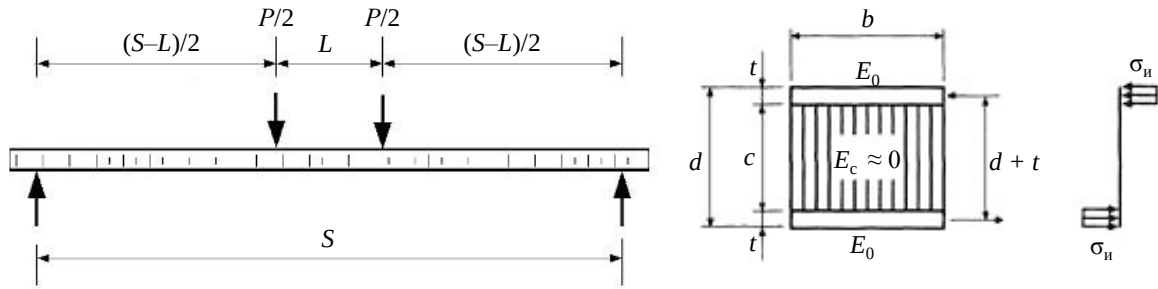


Рис. 2. Схема для расчета нормальных напряжений в обшивках панели. Принимают, что модуль упругости обшивки E_0 гораздо больше модуля упругости сотового заполнителя $E_c \approx 0$

Через равенство моментов в уравнении (20) определяют значения напряжений по формуле (1):

$$\frac{P_{\max}(S-L)}{4} = \sigma_n bt(d-t). \quad (20)$$

Из формулы (20) следует, что при одинаковой величине нагрузки максимальные нормальные напряжения в обшивке панели в $\frac{3\left(\frac{c}{t}+1\right)}{2}$ раз меньше, чем в балке шириной b и толщиной $2t$ из материала обшивки.

Жесткость при изгибе балки шириной b и толщиной $2t$ из материала обшивки определяют по формуле

$$D_{\text{им}} = EI_x = \frac{2Ebt^3}{3}, \quad (21)$$

где I_x – осевой момент инерции.

Жесткость панели с низко модульным заполнителем определяют по формуле

$$D_{\text{ип}} = EI_x = \frac{Eb(d^3 - c^3)}{12} = \frac{Ebt^3 \left(3\left(\frac{c}{t} + 1\right)^2 + 1 \right)}{6}, \quad (22)$$

соотношение жесткости при изгибе балки из материала обшивки и панели с низко модульным заполнителем – по формуле

$$D_{\text{ип}}/D_{\text{им}} = \frac{3\left(\frac{c}{t} + 1\right)^2 + 1}{4}. \quad (23)$$

Из формулы (23) следует, что наиболее эффективным способом повышения жесткости панели является увеличение соотношения толщин заполнителя и обшивки. Например, при $c/t = 2$ жесткость панели возрастает в 7 раз, а при $c/t = 6$ – в 37 раз. Масса панели за счет увеличения объема сотового заполнителя повышается незначительно.

Нагружение панели чистым изгибом позволяет получить наибольший эффект при эксплуатации. Характеристики прочности, жесткости и виды разрушения определяют по стандартам [15, 16]. Зачетными видами разрушения являются разрушения обшивок панели от растягивающих или сжимающих напряжений (рис. 3). При стандартной схеме нагружения используют крупногабаритные прямоугольные образцы длиной

600±1 мм, шириной 75±0,5 мм и толщиной, равной толщине панели. Согласно стандартам (рис. 2), длины S и L составляют 560 и 100 мм соответственно. Для регистрации деформации посередине на верхней и нижней обшивках образца приклеивают тензодатчики. Для исключения смятия обшивок в местах нагружения между опорами и образцом прокладывают жесткие резиновые пластины.

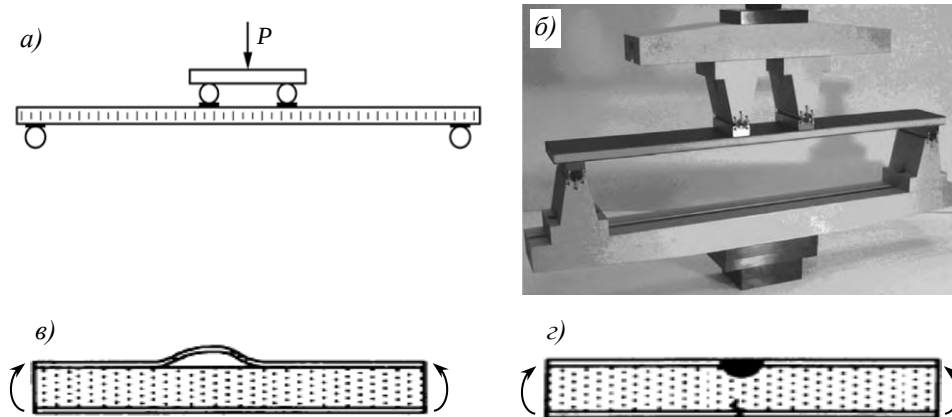


Рис. 3. Схема нагружения с использованием жестких резиновых пластин (а), нагружающее приспособление (б) и основные виды разрушений образца (в, г) [15, 16]

Методики испытаний трехслойных конструкций

Стандарты предлагают фиксировать 12 возможных видов разрушения образца. Основные виды разрушения представлены на рис. 3. Преобладают разрушения от потери устойчивости сжатой обшивкой. Для исключения этого сжимаемую обшивку следует делать толще, чем обшивку растяжения.

Прочность сотового заполнителя при сжатии является важным показателем для проектирования панелей пола в салоне самолета. Функционирование панели при передвижении пассажиров должно обеспечивать ощущение достаточной жесткости конструкции через тактильные ощущения приемлемо малых прогибов. Испытания заполнителя на сжатие в направлении его толщины проводят по стандартам [17, 18]. Определяют физико-механические характеристики $\sigma_{сж}^z$, $\sigma_{0,02}^z$, $E_{сж}^z$ на этапе начального деформирования с целью выбора оптимальных параметров структуры заполнителя: длины L , толщины T , ширины W , размеров ячейки (рис. 4).

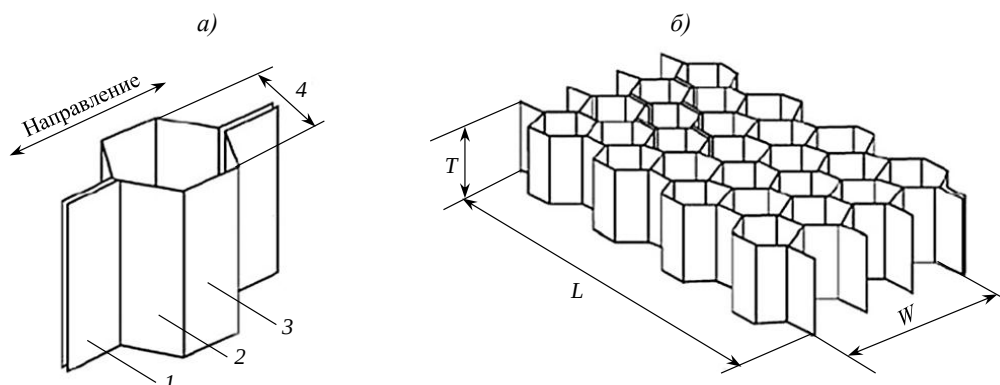


Рис. 4. Сотовый заполнитель с шестигранной формой ячеек (сот): а – вид единичной ячейки (1 – гофрированные полосы, 2 – грани ячейки одинарной толщины, 3 – грани ячейки двойной толщины, 4 – размер ячейки); б – основные параметры сотового заполнителя [14]

Образец для испытаний должен иметь квадратное или круглое поперечное сечение, включающее, согласно стандартам [17, 18], ~60 сот, и толщину, равную толщине заполнителя. В зависимости от размера соты изменяют поперечное сечение образца. Наибольшее значение площади 5625 мм^2 является практическим максимумом для данного метода испытаний. Для материала внутреннего слоя с размерами сот, превышающими 9 мм, может потребоваться меньшее количество сот для испытаний.

Нагрузку на образец передают с помощью закрепленной плоской плиты и плиты со сферическим (самонастраивающимся) устройством (рис. 5). Нагружающие плиты настраивают и не допускают внецентренного приложения силы.

Для предотвращения возникновения местных очагов деформации заполнителя упрочняют поверхность образца, для чего погружают ее в тонкий слой клея или приклеивают к образцу тонкий лист. В авиастроении и космической отрасли определяют модуль упругости при сжатии только на образцах, подготовленных таким образом.

Единственным допустимым типом деформирования заполнителя является сначала упругое деформирование по всей плоскости сжатия, затем – потеря устойчивости и смятие также по всей плоскости сжатия. Результаты испытания при наличии локальных участков смятия в одном углу или у одной кромки образца не учитывают. На рис. 6 представлена типичная диаграмма сжатия, обработка которой позволяет определить стандартные физико-механические характеристики по формулам, указанным в таблице.

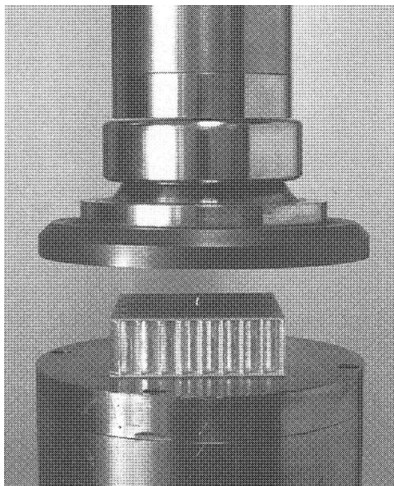


Рис. 5. Испытание на сжатие [17, 18]

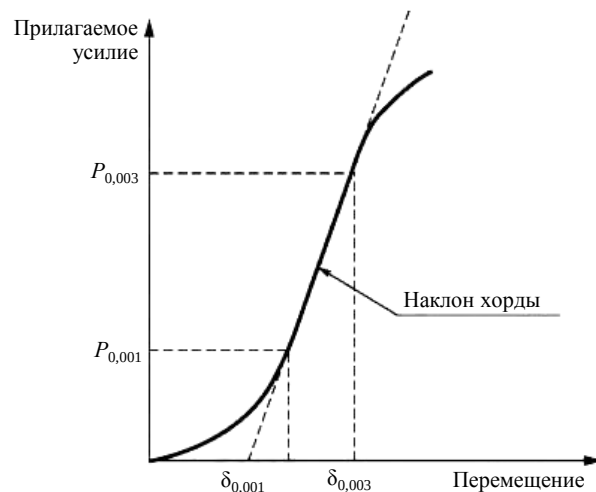


Рис. 6. Типичная диаграмма сжатия сотового заполнителя [21]

Образец для испытаний заполнителя на растяжение, также как и образец для испытания на сжатие, должен иметь квадратное или круглое поперечное сечение, включающее ~60 сот, и толщину, равную толщине заполнителя. Растягивающую нагрузку, перпендикулярную плоскости обшивки, заполнитель воспринимает через нагружающие блоки большой толщины, которые приклеивают к обшивкам или непосредственно к сотовому заполнителю (рис. 7).

Приемлемыми являются разрушения, начавшиеся и прошедшие в объеме панели. Разрушение адгезионного слоя между нагружающим блоком и панелью не является приемлемым видом разрушения (рис. 8) [19, 20].

При испытании фиксируют диаграмму растяжения, обработка которой позволяет определить стандартные механические характеристики [19, 20].



Рис. 7. Растяжение сотового заполнителя с помощью наклеенных блоков

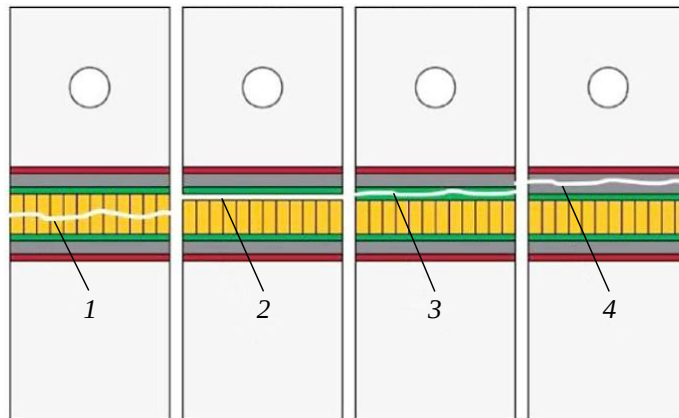


Рис. 8. Зачетные виды разрушения панели при растяжении с помощью наклеенных блоков: 1 – разрушение заполнителя, 2 – адгезионное разрушение клеевого слоя между обшивкой и заполнителем, 3 – когезионное разрушение клеевого слоя между обшивкой и заполнителем, 4 – разрушение обшивки [19, 20]

Способность панели сопротивляться сжатию в направлении длины или ширины панели оценивают испытанием образца панели на сжатие (рис. 9) [21, 22]. Исходным размером для изготовления образца в виде параллелепипеда является толщина панели. Рабочая длина образца L_0 должна быть в пределах восьми толщин, ширина b – не менее 50 мм. Торцы образца усиливают эпоксидным наполнителем, обрабатывают и шлифуют, чтобы торцы были ровными и параллельными.

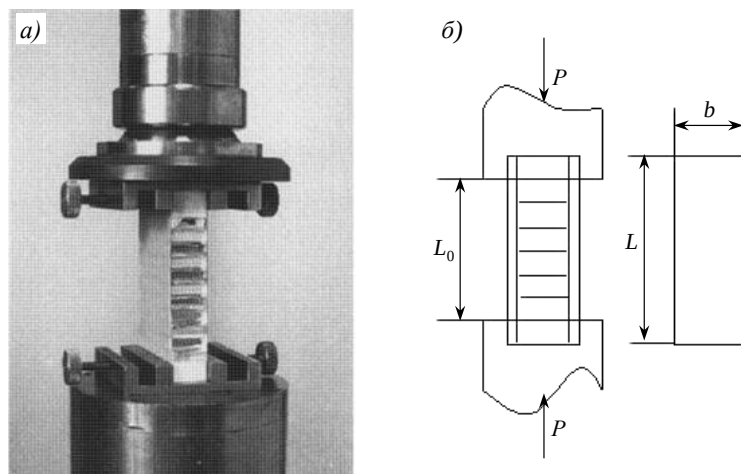


Рис. 9. Установка образца из трехслойной панели в испытательную машину [21] (а) и схема испытания на сжатие (б)

Предел прочности $\sigma_{сж}$ выражают относительно номинальной площади поперечного сечения материалов обшивок. Зачетными видами потери образцом несущей способности и частичного разрушения за счет образования новой свободной поверхности являются изменение формы образца и разрушения, происходящие вдали от опорных концов. Как правило, несущая способность образца снижается вследствие потери устойчивости обшивок и их отрыва от сот. На рис. 10 представлены основные виды потери несущей способности и разрушения при сжатии образца в направлении длины или ширины панели.

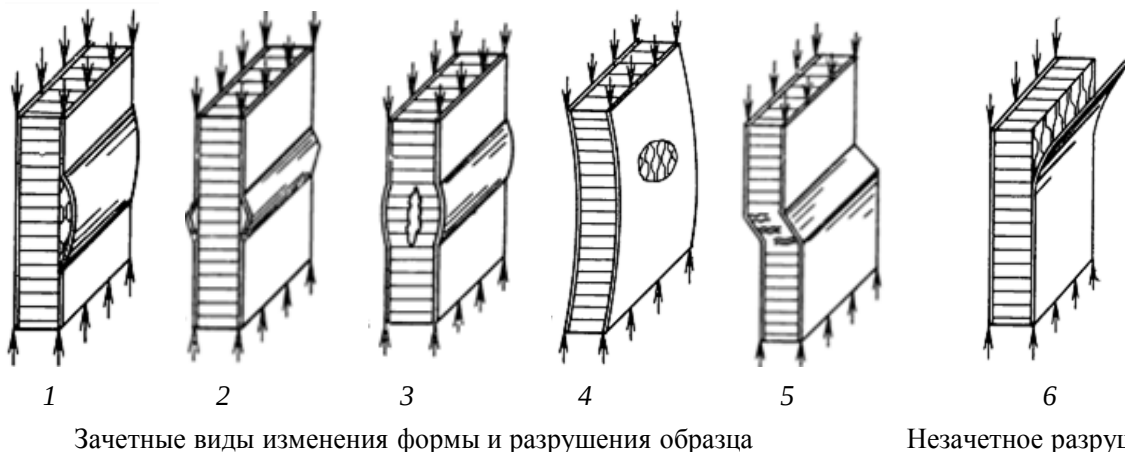


Рис. 10. Основные виды потерь несущей способности образца при сжатии в направлении длины или ширины панели: 1 – потеря устойчивости и отрыв от сот одной обшивки; 2 – потеря устойчивости и отрыв от сот обеих обшивок; 3 – потеря устойчивости обеих обшивок и разрушение сот; 4 – общая потеря устойчивости образца; 5 – сдвиг образца; 6 – отрыв обшивки от заполнителя на торце образца [1]

Диаграмма сжатия демонстрирует согласованную работу составляющих элементов панели (двух обшивок, заполнителя, клеевого соединения) по сопротивлению деформированию и разрушению. Сила и энергия этого сопротивления превосходят сумму сопротивлений составляющих элементов.

Прочность при сдвиге заполнителя τ определяют испытанием образца, изготовленного из панели в виде балки, на поперечный (трехточечный) или чистый (четырёхточечный) изгиб (рис. 11) [23, 24]. Схемы нагружения балки и возникающие внутренние силовые факторы (изгибающий момент, поперечная сила) представлены на рис. 12.

Поперечную силу определяют по формуле

$$Q = P/2, \quad (24)$$

прочность при сдвиге наполнителя – по формуле Д.И. Журавского:

$$\tau = \frac{QS_{отс}}{I_x b}, \quad (25)$$

где $S_{отс}$ – статический момент инерции относительно нейтральной оси.

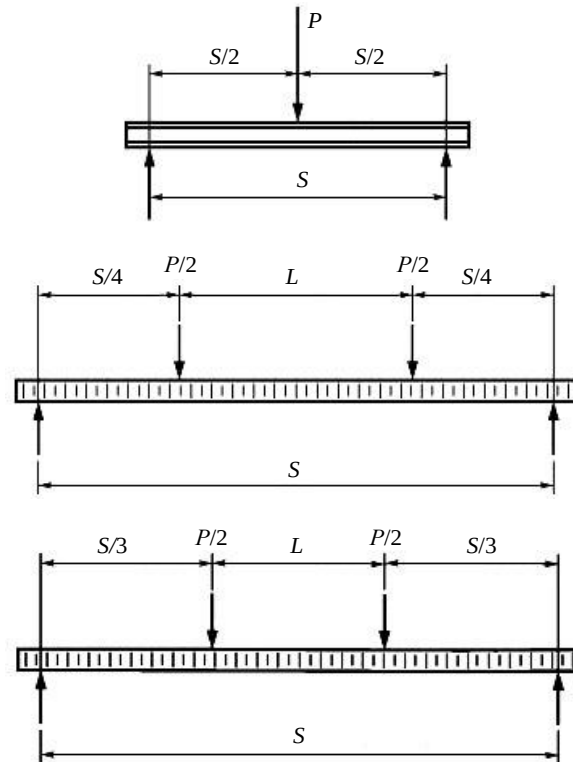


Рис. 11. Схемы нагружения для определения прочности при сдвиге заполнителя [23, 24]

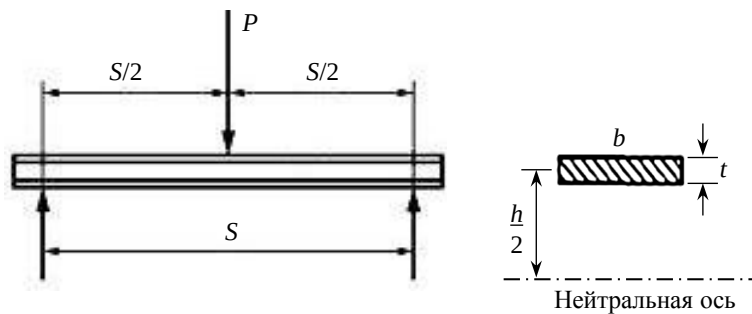


Рис. 12. Схема для расчета касательного напряжения в заполнителе панели [35, 36]

Из данных рис. 12 следует:

$$\begin{aligned}
 h &= d - t, S_{\text{отс}} = tb(d - t)/2, \\
 I_x &= \frac{2bt(d - t)^2}{4} = \frac{bt(d - t)^2}{2}, \\
 \tau &= \frac{2Pbt(d - t)}{2 \cdot 2b(d - t)^2} = \frac{P}{2b(d - t)} = \frac{P}{b(d + c)}.
 \end{aligned} \tag{26}$$

Образцы изготавливают путем механической обработки из готовых панелей. Механическую обработку осуществляют с помощью дисковой пилы с применением воды для охлаждения.

Кроме прочности заполнителя при сдвиге, изгиб панели позволяет определить значения модуля сдвига заполнителя, прочность клеевого соединения, допустимые напряжения потери устойчивости, растяжения и сжатия обшивки. Необходимую характеристику определяют путем анализа вида разрушения образца.

Следует отметить, что получаемое значение сдвига относится не к материалу сотового заполнителя (бумаге, алюминиевым, титановым и другим сплавам), а к теоретическому (условному) материалу, из которого создана конструкция сот в заполнителе. В действительности тонкие высокие слои сот воспринимают растягивающую или сжимающую нагрузку. Растяжение вызывает разрушение от нормального напряжения, сжатие сначала приводит к потере устойчивости и появлению пластических шарниров, а затем – к смятию сот. Теоретически лучшей конструкцией сотового заполнителя будет конструкция с восприятием материалом сот только растягивающих напряжений. Этому способствует изготовление заполнителя в виде полых усеченных конусов [9, 35, 36].

Прочность клеевого соединения обшивки с сотовым заполнителем – одна из основных характеристик панели. Широко применяемым методом ее оценки является испытание по определению усилия отслаивания обшивки на барабане [25, 26]. Термины «отслаивание» и «расслаивание» введены для описания процессов испытания клеевых соединений и имеют разное смысловое значение [37]. Термин «отслаивание» применяют при испытаниях клеевого соединения разных материалов, термин «расслаивание» – при оценке клеевого соединения резин и резинотканевых материалов между собой. Поэтому название стандарта [26] требует уточнения. На рис. 13 представлены эскиз образца из панели, схема испытания на отслаивание обшивки и диаграмма деформирования. Усилие отслаивания устанавливают путем равномерного накручивания обшивки образца на специальный барабан.

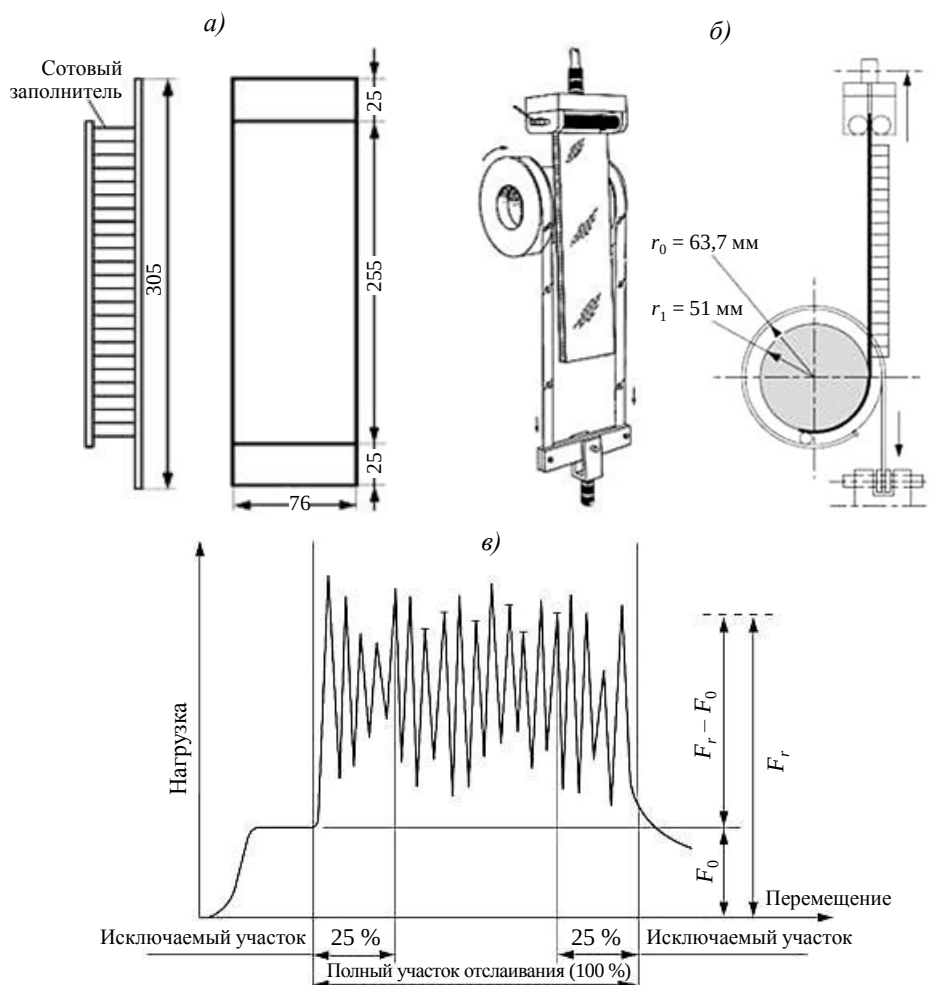


Рис. 13. Эскиз образца из панели (а), схема испытания на отслаивание обшивки (б) и диаграмма деформирования (в) [25, 26]

На рис. 13, в продемонстрированы диаграмма деформирования и методика ее обработки для получения нагрузки накручивания на барабан только обшивки F_0 и средней нагрузки отслаивания F_r .

На начальном участке определяют F_0 . Для определения усилия отслаивания необходимо на полученной диаграмме исключить из длины участка отслаивания (не менее 152 мм) начальные и конечные 25 % участка. На оставшейся области записанной кривой длиной 127 мм определяют среднее значение пиков (F_r).

Согласно мировой практике, качество склеивания обшивки с сотовым заполнителем часто определяют не по значению среднего крутящего момента отслаивания $\bar{T}$, а по усилию отслаивания $F = F_r - F_0$ [12]. Полученное значение выражают в специфических единицах измерения: Н/76 мм, где 76 мм – ширина образца.

Основные виды разрушения образца при испытании на отслаивание:

- между слоями обшивки;
- по клеевому соединению;
- по сотовому заполнителю.

Исследование прочности клеевого соединения обшивки с сотовым заполнителем проводят с целью оптимизации структуры панели для достижения максимальной удельной жесткости.

Жесткость при изгибе панели D , поперечную жесткость панели U , модуль сдвига заполнителя G определяют испытанием образца на трех- или четырехточечный изгиб [27, 28]. Характеристиками жесткости материала являются модули упругости E_{ij} и G_{ij} – коэффициенты в уравнениях упругости, связывающих относительные линейные и угловые деформации с нормальными или касательными напряжениями. Изотропный материал имеет два модуля упругости E и G , связанных между собой коэффициентом Пуассона μ . Жесткость образца и конструкции является произведением жесткости материала и соответствующего геометрического параметра, определяющего сопротивление образца и конструкции деформации. При растяжении – это площадь поперечного сечения образца F с размерностью $[\text{мм}^2]$, при изгибе – момент инерции относительно нейтральной оси I_x с размерностью $[\text{мм}^4]$. Поэтому жесткость при растяжении имеет размерность $[\text{Н}]$, а при изгибе – $[\text{Н} \cdot \text{мм}^2]$.

Если известны геометрические размеры образца из панели (ширина образца b , толщина панели d , толщина сотового заполнителя s , толщина обшивки t (рис. 2)) и модуль упругости материала обшивки E_0 , при условии одинаковых обшивок и принятии допущения, что жесткость заполнителя равна нулю ($E_c = 0$), жесткость образца при изгибе определяется по формуле (11).

Поперечную жесткость панели U определяют с помощью испытания образца на трехточечный изгиб (рис. 11 и 12). На линейном участке упругого деформирования нагрузка P связана с прогибом в центре образца Δ линейной зависимостью

$$\Delta = \frac{PS^3}{48EI_x} + \frac{PS}{4kGF} = \frac{PS^3}{48D} + \frac{PS}{4U}, \quad (27)$$

где k – коэффициент, зависящий от формы поперечного сечения образца (для прямоугольного сечения образца из сплошного материала $k = 5/6$, для трехслойной панели $k = 1$).

Поперечную жесткость панели U определяют по формуле (12), модуль сдвига заполнителя G – по формуле

$$G = \frac{U}{(d - 2t)b}. \quad (28)$$

В формуле (28), полученной из формулы (27), пренебрегают деформацией сдвига жестких обшивок и учитывают сдвиг только сотового заполнителя. Формула (13), приведенная в стандарте [27], показывает близкие, но более низкие значения модуля сдвига.

Когда модуль упругости обшивки неизвестен, жесткость определяют экспериментально методом испытания на упругий изгиб образца с двумя длинами S .

Стандарты [27, 28] предлагают несколько вариантов испытаний для получения значений D , U и G . Предпочтение следует отдать испытаниям одного образца при разной длине пролета S . Это уменьшит разброс результатов из-за возможных отклонений при изготовлении образцов.

Важной характеристикой трехслойных панелей является способность не разрушаться (разваливаться на части), а поглощать энергию внешнего силового воздействия. В основном это происходит за счет формоизменения и пластической деформации заполнителя (рис. 14). Поглощающие характеристики сотового заполнителя определяют по стандартам [29, 30].

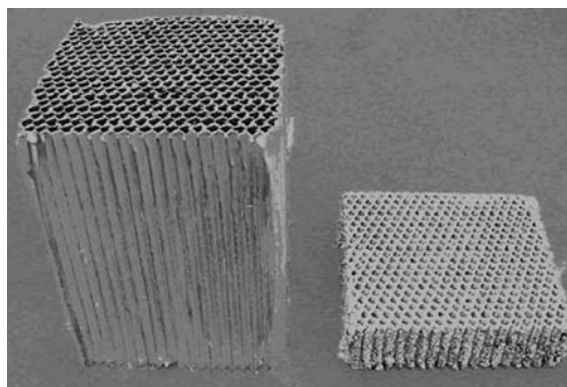


Рис. 14. Сотовый заполнитель до и после испытания сжимающей нагрузкой для оценки способности поглощать энергию внешнего силового воздействия [29, 30]

Сущность метода заключается в нагружении образца из сотового заполнителя сжимающей нагрузкой, действующей перпендикулярно плоскости склеивания торцов сот с материалом обшивок.

Для определения поглощающих характеристик сотового заполнителя применяют образцы с квадратным или круглым поперечным сечением, толщиной не менее 25 мм. Площадь поперечного сечения образца зависит от размеров ячейки заполнителя и находится в интервале от 625 до 5625 мм². Нагрузку на образец передают с помощью закрепленной плоской плиты и плиты со сферическим (самонастраивающимся) устройством (рис. 5).

Если требуется, чтобы торцы образца были выравнены, проводят их предварительное смятие. Для этого используют специальную зубчатую пластину и методику смятия. После смятия плоскости должны быть параллельны друг другу и перпендикулярны боковым поверхностям образца.

Рекомендуемая скорость перемещения активного захвата составляет 25 мм/мин. Нагружают образец до тех пор, пока прикладываемая нагрузка не превысит на 50 % среднее значение деформирующей нагрузки на горизонтальном участке графика «нагрузка P –перемещение δ ». В результате испытания получают график « P – δ » (рис. 15), который имеет характерные участки. Начальный линейный участок упругой деформации включает показатели деформации $\delta_1 = 0,001с$ и $\delta_2 = 0,003с$, а также соответствующие им значения усилия $P_1(\delta_1)$ и $P_2(\delta_2)$. Относительное перемещение $\Delta = \delta/c$

в этих точках равно 0,001 и 0,003. Таким образом, на оси абсцисс отмеряют абсолютные деформации δ и соответствующие им относительные деформации Δ . Коэффициент K_A определяют по формуле (14).

Линейный упругий участок (отрезок 3 на рис. 15) заканчивается при потере ячейками наполнителя устойчивости и с началом процесса пластической деформации сот. Исчерпание пластической деформации сот приводит к их смыканию и росту нагрузки. С ориентировкой на конечное значение P из равенства $K_B = K_A$ определяют значения P_i и δ_i . Из равенства $K_C = K_D = 0,75K_A$ определяют величины δ_C и δ_D , разницу между ними δ_{cr} (отрезок 1 на рис. 15). Среднее усилие деформирования P_{cr} оценивают на участке смятия сотового заполнителя (отрезок 2 на рис. 15).

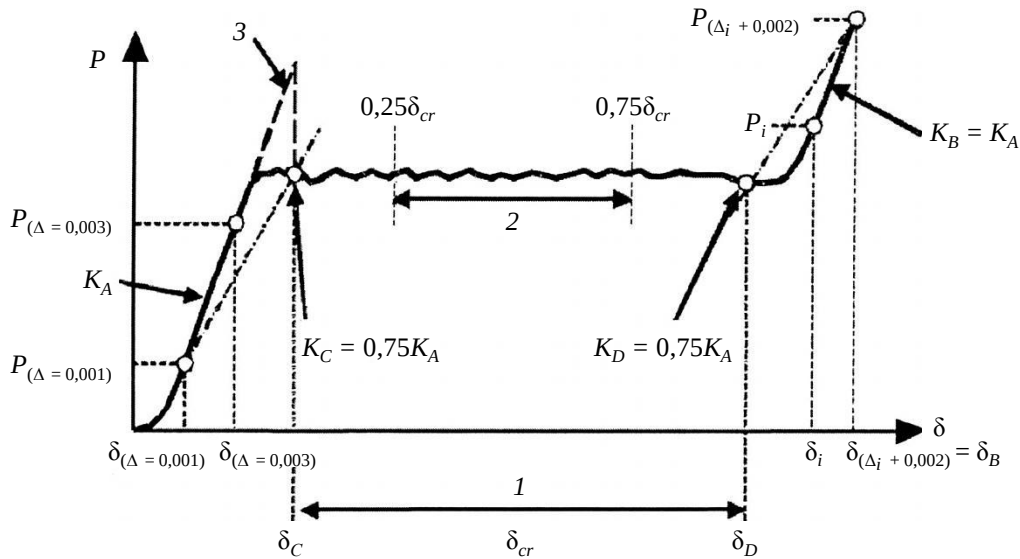


Рис. 15. График «нагрузка–перемещение» [29, 30]: 1–3 – характерные отрезки; P – нагрузка; $P_{(\Delta=0,003)}$ – нагрузка при $\delta_{(\Delta=0,003)}$; $P_{(\Delta=0,001)}$ – нагрузка при $\delta_{(\Delta=0,001)}$; K_A – угол наклона начального линейного участка графика; K_B – угол наклона конечного линейного участка графика; K_C – угол наклона прямой до начала смятия образца; K_D – угол наклона прямой после смятия образца; $P_{(\Delta_i + 0,002)}$ – нагрузка при $\delta_{(\Delta_i + 0,002)}$; P_i – нагрузка при δ_i ; δ – перемещение; $\delta_{(\Delta=0,001)}$ – перемещение активного захвата, при котором Δ стремится к 0,001; $\delta_{(\Delta=0,003)}$ – перемещение активного захвата, при котором Δ стремится к 0,003; δ_C – перемещение активного захвата, когда началось смятие образца; δ_D – перемещение активного захвата, когда закончилось смятие образца; δ_{cr} – перемещение активного захвата во время смятия образца; δ_i – перемещение активного захвата в точке i после окончания смятия; $\delta_{(\Delta_i + 0,002)}$ – перемещение активного захвата после смятия образца, при котором Δ не менее чем на 0,002 больше Δ_i

Напряжение смятия сотового заполнителя определяют по формуле (15), относительную деформацию смятия сотового заполнителя – по формуле

$$s_{cr} = \frac{\delta_D - \delta_C}{c} = \frac{\delta_{cr}}{c}. \quad (29)$$

Стандарты не регламентируют определение среднего усилия деформирования на участке смятия сотового заполнителя P_{cr} , что требует их дополнения.

Способность конструкции заполнителя воспринимать без разрушения за счет изменения формы большие упругие деформации, наличие у материала заполнителя значительных пластических деформаций придают трехслойным панелям живучесть

(возможность выдерживать силовую нагрузку при наличии повреждений). Определение значений параметров, характеризующих сопротивление панелей разрушению (живучесть), проводят методами статического и ударного нагружения образца, изготовленного из панели, индентором с гладким полусферическим наконечником и последующим испытанием образца на сжатие. Испытания стандартизованы [31, 32]. Стандарты на трехслойные панели разработаны на основе стандартов для композиционных материалов [38–41].

Для панелей предложены три методики испытаний: в международном стандарте [31] эти методики обозначены А, В, С, в российском аналоге [32] – А, Б, В соответственно. Следует отметить, что международный стандарт [31] включает испытания трехслойных панелей из всех материалов, а российский аналог распространяется только на панели из композиционных полимерных материалов.

Методики А и Б представляют собой методики испытания на статическое внедрение индентора в образец. При испытании по методике А образец лежит на жестком основании. В соответствии с методикой Б, образец закрепляют над круглым отверстием диаметром 125 мм. В обеих методиках используют одинаковые образцы размером $150 \times 150 \times d$ мм.

Зачетными являются разрушения в центральной части образца, на значительном расстоянии от его краев (рис. 16). После испытания исследуют поврежденный образец, в том числе с применением методов неразрушающего контроля. В протоколе испытаний регистрируют:

- график «нагрузка–перемещение индентора»;
- глубину отпечатка, мм;
- размеры и площадь зоны повреждения (длину, ширину, максимальный диаметр);
- площадь зоны повреждения;
- максимальную величину контактной силы;
- величину поглощенной энергии при максимальной величине контактной силы;
- величину всей поглощенной в процессе индентирования энергии.

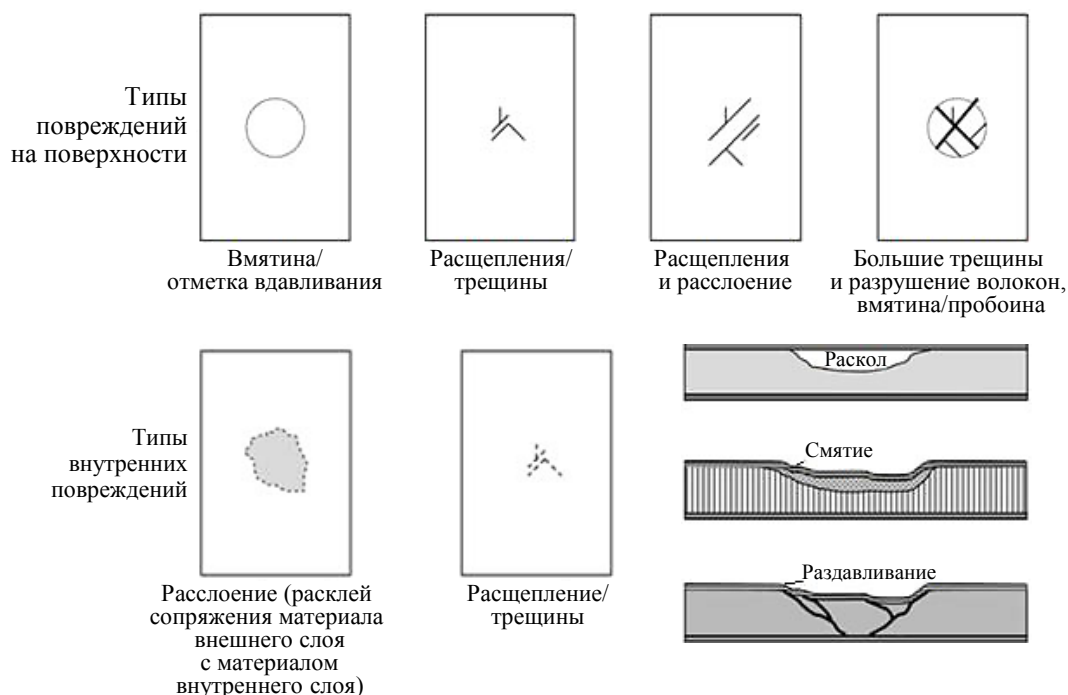


Рис. 16. Зачетные виды разрушения [32]

По методике В образец из трехслойной панели размером $150 \times 100 \times d$ мм повреждают ударом свободно падающего груза с наконечником полусферической формы. Ударное повреждение оценивают по размеру отпечатка и характеризуют типом повреждения образца (рис. 17). В качестве дополнительных параметров можно регистрировать зависимость скорости удара и приложенной контактной силы от времени.

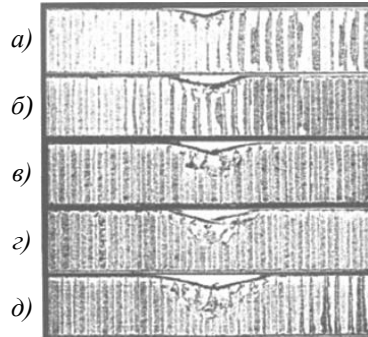


Рис. 17. Ударные повреждения образца падающим грузом с запасом упругой энергии 2,0 (а), 3,0 (б), 4,5 (в), 6,0 (г) и 8,0 (д) Дж [7]

Образцы вне зависимости от материала, схемы укладки и других параметров подвергают удару с нормированной на единицу толщины образца энергией, равной 6,7 Дж/мм. Энергию удара E_j вычисляют по формуле (17).

После повреждения образца падающим грузом целесообразно провести испытание на сжатие после удара, позволяющее количественно оценить опасность повреждения по отношению к прочности исходного образца без повреждения.

Стандарты на статическое внедрение индентора в образец, лежащий на жестком основании, а также свободно лежащий или закрепленный над круглым отверстием, стандарты на испытания падающим грузом и сжатие образцов с повреждением и без него следует привести к единому нормативному базису для исследования повреждаемости трехслойных панелей. В настоящее время стандарты не согласованы друг с другом по размерам образцов, радиусу закругления наконечника индентора и бойка, а также по используемым приспособлениям для испытаний. Формирование нормативного базиса требует доработки стандартов.

Обсуждение и заключения

Исследование материалов показало наличие тесной связи результатов, получаемых при ударе падающим грузом и статическом внедрении индентора. Тесную связь следует ожидать и при испытании образцов из трехслойных панелей.

Трехслойные панели, как и композиционные материалы, испытывают на ползучесть, усталость и трещиностойкость [33, 34, 42–45].

Согласно работам [9, 14], впервые трехслойная конструкция применена в 1845 г. английским инженером Р. Стефенсоном при строительстве железнодорожного моста. В СССР трехслойную панель разработал в 1928 г. авиационный инженер-конструктор С.И. Зоншайн [14]. В 1940-х гг. начали появляться первые самолеты с трехслойными силовыми элементами. В настоящее время трехслойные конструкции находят все более широкое применение в промышленности и народном хозяйстве.

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ обладает опытом разработки композиционных материалов в виде трехслойных панелей. Специалисты института принимали активное участие в разработке панелей для створок большого грузового отсека много-разового космического корабля «Буран», мотогондолы двигателя ПС-90 (рис. 18) и других изделий, обладают необходимыми компетенциями для разработки и квалификации металлических, полимерных, металлополимерных трехслойных панелей [46–50].

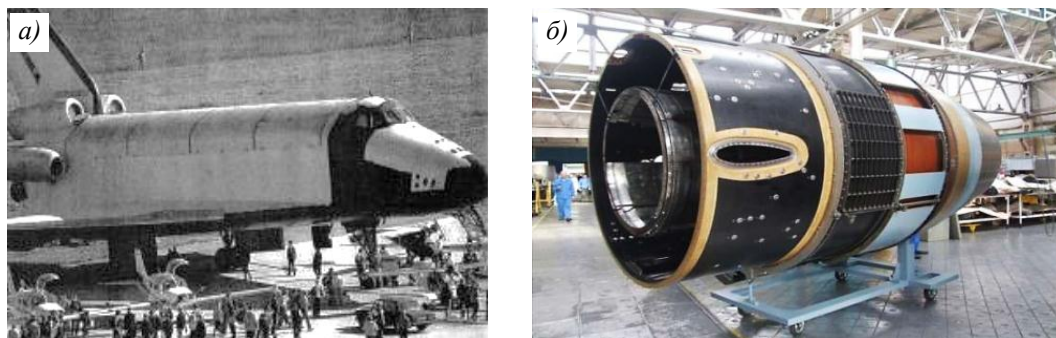


Рис. 18. Многоразовый космический корабль «Буран» со створками отсека полезного груза [46] (а) и мотогондола двигателя ПС-90 в процессе сборки [47] (б)

Результаты данной работы следует использовать при выборе или разработке методик проведения испытаний образцов из трехслойных конструкций с сотовым наполнителем.

Список источников

1. Панин В.Ф. Конструкции с сотовым наполнителем. М.: Машиностроение, 1982. 152 с.
2. Панин В.Ф., Гладков Ю.А. Конструкции с наполнителем: справочник. М.: Машиностроение, 1991. 272 с.
3. Гиясов Б.И., Серегин Н.Г., Серегин Д.Н. Трехслойные панели из полимерных композиционных материалов: учеб. пособие. М.: Изд-во АСВ, 2015. 64 с.
4. Bitzer T. Honeycomb Technology: materials, design, manufacturing, applications and testing. Springer Science + Business Media Dordrecht, 1997. 233 p.
5. Kassapoglou C. Design and analysis of composite structures with applications to aerospace structures. Wiley, 2010. 308 p.
6. Gay D. Composite materials. Design and Application. CRC Press, 2015. 598 p.
7. Castanie B., Bouvet C., Ginat M. Review of composite sandwich structure in aeronautic applications // Composite. Part C. 2020. Vol. 1. P. 100004. DOI: 10.1016/j.jcoms.2020.100004.
8. Sadig S.E., Bakhy S.H., Jweeg M.J. Crashworthiness behavior of aircraft sandwich structure with honeycomb core under bending load // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 923. P. 16.
9. Абдуллин И.Н. Проектирование рациональных трехслойных конструкций со стержневым наполнителем: дис. ... канд. техн. наук. Казань, 2017. 130 с.
10. Фальченко Ю.В., Петрушинец Л.В. Современные способы получения трехслойных панелей из алюминиевых сплавов (обзор) // Автоматическая сварка. 2018. № 6. С. 38–44.
11. Димитриенко Ю.И., Федонюк Н.Н., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Прозоровский А.А., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Моделирование и разработка трехслойных композиционных материалов с сотовым наполнителем // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Естественные науки. 2014. № 5. С. 66–81.
12. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Шокин Г.И., Куцевич К.Е., Попкова Е.А. Метод оценки и факторы, влияющие на качество склеивания обшивки с сотовым наполнителем в конструкциях пола и интерьера воздушных судов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
13. Павлова С.А. Анализ контактного взаимодействия полимерного сотового наполнителя с несущими слоями в трехслойных конструкциях // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2021. Т. 20. № 1. С. 87–96. DOI: 10.18287/2541-7533-2021-20-1-87-96.
14. Иванов А.А., Кашин С.М., Семенов В.И. Новое поколение сотовых наполнителей для авиационно-космической техники. М.: Энергоатомиздат, 2000. 436 с.

15. ASTM D7249/D7249M–2020. Standard Test Methods for Facesheet Properties of Sandwich Constructions by Long Beam Flexure. American Society for Testing and Materials, 2020. 10 p.
16. ГОСТ Р 56680–2015. Композиты полимерные. Определение механических характеристик при изгибе материала внешнего слоя «сэндвич»-конструкций методом испытания длинной балки на изгиб. М.: Стандартинформ, 2016. 33 с.
17. ASTM C365/C365M–2022. Standard Test Method for Flatwise Compressive Properties of Sandwich Cores. American Society for Testing and Materials, 2022. 8 p.
18. ГОСТ Р 56816–2023. Композиты полимерные. Метод определения механических характеристик при сжатии перпендикулярно к плоскости образца материала внутреннего слоя «сэндвич»-конструкций. М.: Российский институт стандартизации, 2023. 33 с.
19. ASTM C297/C297M–2016. Standard Test Method for Flatwise Tensile Strength of Sandwich Constructions. American Society for Testing and Materials, 2024. 8 p.
20. ГОСТ Р 56783–2019. Композиты полимерные. Метод определения предела прочности на растяжение перпендикулярно к плоскости «сэндвич»-конструкций. М.: Стандартинформ, 2019. 18 с.
21. ASTM C364/C364M–2016. Standard Test Method for Edgewise Compressive Strength of Sandwich Constructions. American Society for Testing and Materials, 2024. 8 p.
22. ГОСТ Р 56809–2023. Композиты полимерные. Метод определения предела прочности при сжатии параллельно плоскости «сэндвич»-конструкций. М.: Российский институт стандартизации, 2023. 16 с.
23. ASTM C393/C393M–2020. Standard Test Method for Core Shear Properties of Sandwich Constructions by Beam Flexure. American Society for Testing and Materials, 2020. 8 p.
24. ГОСТ Р 56791–2023. Композиты полимерные. Определение характеристик прочности при сдвиге материала внутреннего слоя «сэндвич»-конструкций методом испытания балки на изгиб. М.: Стандартинформ, 2024. 28 с.
25. ASTM D1781–1998. Standard Test Method for Climbing Drum Peel for Adhesives. American Society for Testing and Materials, 2021. 4 p.
26. ГОСТ Р 56792–2015. Композиты полимерные. Метод испытания на расслаивание с намоткой на барабан. М.: Стандартинформ, 2019. 14 с.
27. ASTM D7250/D7250M–2020. Standard Practice for Determining Sandwich Beam Flexure and Shear Stiffness. American Society for Testing and Materials, 2020. 7 p.
28. ГОСТ Р 56798–2015. Композиты полимерные. Метод определения механических характеристик при изгибе «сэндвич»-конструкций. М.: Стандартинформ, 2016. 27 с.
29. ASTM D7336/D7336M–2022. Standard Test Method for Static Energy Absorption Properties of Honeycomb Sandwich Core Materials. American Society for Testing and Materials, 2022. 9 p.
30. ГОСТ Р 56772–2015. Композиты полимерные. Метод определения поглощающих характеристик сотового материала внутреннего слоя «сэндвич»-конструкций при воздействии статической энергии. М.: Стандартинформ, 2016. 23 с.
31. ASTM D7766/D7766M–2016. Standard Practice for Damage Resistance of Sandwich Constructions. American Society for Testing and Materials, 2023. 9 p.
32. ГОСТ Р 56684–2015. Композиты полимерные. Метод определения стойкости к разрушению «сэндвич»-конструкций. М.: Стандартинформ, 2016. 22 с.
33. ASTM C480/C480M–2008. Standard Test Method for Flexure Creep of Sandwich Constructions. American Society for Testing and Materials, 2015. 5 p.
34. ГОСТ Р 56784–2015. Композиты полимерные. Метод определения ползучести при изгибе «сэндвич»-конструкций. М.: Стандартинформ, 2016. 15 с.
35. Волков А.Н. Моделирование и расчет трехслойных конструкций с дискретным заполнителем: дис. ... канд. техн. наук. М., 2023. 132 с.
36. Вишталов Р.И., Муселемов Х.М., Устаханов О.М. Определение приведенных характеристик сотовых заполнителей различных форм // Вестник Дагестанского государственного технического университета. Технические науки. 2016. № 42 (3). С. 155–166. DOI: 10.21822/2073-6185-2016-42-3-155-166.

37. Петрова А.П., Малышева Г.В. Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2017. С. 327–330.
38. ASTM D6264/6264M–2023. Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Concentrated Quasi-Static Indentation Force. American Society for Testing and Materials, 2023. 11 p.
39. ГОСТ Р 56794–2015. Композиты полимерные. Метод определения стойкости к разрушению под воздействием концентрированной квазистатической вдавливающей нагрузки. М.: Стандартинформ, 2016. 23 с.
40. ASTM D7136/7136M–2020. Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event. American Society for Testing and Materials, 2023. 16 p.
41. ГОСТ 33496–2015. Композиты полимерные. Метод испытания на сопротивление повреждению при ударе падающим грузом. М.: Стандартинформ, 2016. 18 с.
42. ASTM C394/C394M–2016. Standard Test Method for Shear Fatigue of Sandwich Core Materials. American Society for Testing and Materials, 2024. 6 p.
43. ГОСТ Р 57049–2016. Композиты полимерные. Метод определения усталости при сдвиге материалов внутреннего слоя «сэндвич»-конструкций. М.: Стандартинформ. 2016. 19 с.
44. Composite Materials Handbook. SAE International, 2013. Vol.: 6. Structural Sandwich Composites. 352 p.
45. Burman M. Fatigue Crack Initiation and Propagation in Sandwich Structures. Stockholm: Royal Institute of Technology, 1998. 171 p.
46. Румянцев А.Ф. Создание из углепластика створки отсека полезного груза для большого транспортного самолета «Буран» // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 56–61.
47. Тимошков П.Н., Колобков А.С., Курносов А.О., Гончаров В.А. Препреги на основе расплавных связующих и ПКМ нового поколения на их основе для изделий авиационной техники // Мат. V Всерос. науч.-техн. конф. «Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения». М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. С. 7–20.
48. Большаков В.А., Антифеева Н.В. Оценка модели процесса отверждения клеевого связующего в препреге // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
49. Саморядов А.В., Калугина Е.В., Битт В.В., Паршиков Ю.Г., Эргашев А.Т. Разработка и исследование свойств композиционных материалов на основе термопластичных гибридных матриц // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-51-68.
50. Сулубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка однородности физико-механических свойств полуфабрикатов авиационного назначения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.

References

1. Panin V.F. *Structures with honeycomb core*. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 152 p.
2. Panin V.F., Gladkov Yu.A. *Structures with core: reference book*. Moscow: Mashinostroenie, 1991, 272 p.
3. Giasov B.I., Seregin N.G., Seregin D.N. *Three-layer panels made of polymer composite materials: textbook*. Moscow: ASV Publ. House, 2015, 64 p.
4. Bitzer T. *Honeycomb Technology: materials, design, manufacturing, applications and testing*. Springer Science + Business Media Dordrecht, 1997, 233 p.
5. Kassapoglou C. *Design and analysis of composite structures with applications to aerospace structures*. Wiley, 2010, 308 p.

6. Gay D. *Composite materials. Design and Application*. CRC Press, 2015, 598 p.
7. Castanie B., Bouvet C., Ginat M. Review of composite sandwich structure in aeronautic applications. *Composite. Part C*, 2020, vol. 1, p. 100004. DOI: 10.1016/j.jcoms.2020.100004.
8. Sadig S.E., Bakhy S.H., Jweeg M.J. Crashworthiness behavior of aircraft sandwich structure with honeycomb core under bending load. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 923, p. 16.
9. Abdullin I.N. *Design of rational three-layer structures with a rod filler*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Kazan, 2017, 130 p.
10. Falchenko Yu.V., Petrushinets L.V. Modern methods for producing three-layer panels from aluminum alloys (review). *Avtomaticeskaya svarka*, 2018, no. 6, pp. 38–44.
11. Dimitrienko Yu.I., Fedonyuk N.N., Gubareva E.A., Sborshchikov S.V., Prozorovsky A.A., Yerasov V.S., Yakovlev N.O. Modeling and development of three-layer composite materials with a honeycomb filler. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Ser.: Estestvennye nauki*, 2014, no. 5, pp. 66–81.
12. Shershak P.V., Yakovlev N.O., Shokin G.I., Kutsevich K.E., Popkova E.A. Evaluation method and factors influencing the bonding quality between face and honey-comb cores in floor and interior aircraft panels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
13. Pavlova S.A. Analysis of the contact interaction of a polymer honeycomb core with load-bearing layers in three-layer structures. *Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie*, 2021, vol. 20, no. 1, pp. 87–96. DOI: 10.18287/2541-7533-2021-20-1-87-96.
14. Ivanov A.A., Kashin S.M., Semenov V.I. *New generation of honeycomb fillers for aerospace engineering*. Moscow: Energoatomizdat, 2000, 436 p.
15. ASTM D7249/D7249M–2020. *Standard Test Methods for Facesheet Properties of Sandwich Constructions by Long Beam Flexure*. American Society for Testing and Materials, 2020, 10 p.
16. State Standard R 56680–2015. *Polymer composites. Determination of mechanical characteristics during bending of the material of the outer layer of sandwich structures by the method of testing a long beam for bending*. Moscow: Standartinform, 2016, 33 p.
17. ASTM C365/C365M–2022. *Standard Test Method for Flatwise Compressive Properties of Sandwich Cores*. American Society for Testing and Materials, 2022, 8 p.
18. State Standard R 56816–2023. *Polymer composites. Method for determining mechanical characteristics under compression perpendicular to the plane of the sample of the material of the inner layer of sandwich structures*. Moscow: Russian Institute of Standardization, 2023, 33 p.
19. ASTM C297/C297M–2016. *Standard Test Method for Flatwise Tensile Strength of Sandwich Constructions*. American Society for Testing and Materials, 2024, 8 p.
20. State Standard R 56783–2019. *Polymer composites. Method for determining the tensile strength perpendicular to the plane of sandwich structures*. Moscow: Standartinform, 2019, 18 p.
21. ASTM C364/C364M–2016. *Standard Test Method for Edgewise Compressive Strength of Sandwich Constructions*. American Society for Testing and Materials, 2024, 8 p.
22. State Standard R 6809–2023. *Polymer composites. Method for determining the ultimate compressive strength parallel to the plane of sandwich structures*. Moscow: Russian Institute of Standardization, 2023, 16 p.
23. ASTM C393/C393M–2020. *Standard Test Method for Core Shear Properties of Sandwich Constructions by Beam Flexure*. American Society for Testing and Materials, 2020, 8 p.
24. State Standard R 56791–2023. *Polymer composites. Determination of shear strength characteristics of the inner layer material of sandwich structures by beam bending test*. Moscow: Standartinform, 2024, 28 p.
25. ASTM D1781–1998. *Standard Test Method for Climbing Drum Peel for Adhesives*. American Society for Testing and Materials, 2021, 4 p.
26. State Standard R 56792–2015. *Polymer composites. Method of testing for delamination with winding on a drum*. Moscow: Standartinform, 2019, 14 p.

27. ASTM D7250/D7250M–2020. *Standard Practice for Determining Sandwich Beam Flexure and Shear Stiffness*. American Society for Testing and Materials, 2020, 7 p.
28. State Standard R 56798–2015. *Polymer composites. Method for determining mechanical characteristics during bending of sandwich structures*. Moscow: Standartinform, 2016, 27 p.
29. ASTM D7336/D7336M–2022. *Standard Test Method for Static Energy Absorption Properties of Honeycomb Sandwich Core Materials*. American Society for Testing and Materials, 2022, 9 p.
30. State Standard R 56772–2015. *Polymer composites. Method for determining the absorption characteristics of the cellular material of the inner layer of sandwich structures under the influence of static energy*. Moscow: Standartinform, 2016, 23 p.
31. ASTM D7766/D7766M–2016. *Standard Practice for Damage Resistance of Sandwich Constructions*. American Society for Testing and Materials, 2023, 9 p.
32. State Standard R 56684–2015. *Polymer composites. Method for determining the resistance to destruction of sandwich structures*. Moscow: Standartinform, 2016, 22 p.
33. ASTM C480/C480M–2008. *Standard Test Method for Flexure Creep of Sandwich Constructions*. American Society for Testing and Materials, 2015, 5 p.
34. State Standard R 56784–2015. *Polymer composites. Method for determining creep in bending of sandwich structures*. Moscow: Standartinform, 2016, 15 p.
35. Volkov A.N. *Modeling and calculation of three-layered designs with discrete filler*: Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 132 p.
36. Vishtalov R.I., Muselemov H.M., Ustakhanov O.M. Determination of the reduced characteristics of honeycomb cores of various shapes. *Vestnik Dagestanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Tekhnicheskiye nauki*, 2016, no. 42 (3), pp. 155–166. DOI: 10.21822/2073-6185-2016-42-3-155-166.
37. Petrova A.P., Malysheva G.V. *Adhesives, adhesive binders and adhesive prepregs*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017, pp. 327–330.
38. ASTM D6264/6264M–2023. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Concentrated Quasi-Static Indentation Force*. American Society for Testing and Materials, 2023, 11 p.
39. State Standard R 56794–2015. *Polymer composites. Method for determining resistance to destruction under concentrated quasi-static indentation load*. Moscow: Standartinform, 2016, 23 p.
40. ASTM D7136/7136M–2020. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*. American Society for Testing and Materials, 2023, 16 p.
41. State Standard 33496–2015. *Polymer composites. Test method for resistance to damage when struck by a falling weight*. Moscow: Standartinform, 2016, 18 p.
42. ASTM C394/C394M–2016. *Standard Test Method for Shear Fatigue of Sandwich Core Materials*. American Society for Testing and Materials, 2024, 6 p.
43. State Standard R 57049–2016. *Polymer composites. Method for determining shear fatigue of materials of the inner layer of sandwich structures*. Moscow: Standartinform, 2016, 19 p.
44. *Composite Materials Handbook*. SAE International, 2013, Vol.: 6. Structural Sandwich Composites, 352 p.
45. Burman M. *Fatigue Crack Initiation and Propagation in Sandwich Structures*. Stockholm: Royal Institute of Technology, 1998, 171 p.
46. Rumyantsev A.F. Design of cfrp shutter of the effective load compartment for «Buran» reusable spaceship. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S1, pp. 56–61.
47. Timoshkov P.N., Kolobkov A.S., Kurnosov A.O., Goncharov V.A. Prepregs based on melt binders and new-generation polymer composite materials based on them for aviation products. *Proc. V All-Rus. Sci. and Tech. Conf. «Polymer composite materials and production technologies of the new generation»*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, pp. 7–20.
48. Bolshakov V.A., Antyufeeva N.V. Evaluation of the curing process model of the adhesive binder in prepreg. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.

49. Samoryadov A.V., Kalugina E.V., Bitt V.V., Parshikov Yu.G., Ergashev A.T. Development and research of the properties of composite materials based on thermo-plastic hybrid polymer matrix. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-51-68.
50. Sutubalov A.I., Podzhivotov N.Yu., Shershak P.V., Yakovlev N.O. Evaluation of homogeneity of physical and mechanical properties of semi-finished products for aviation purpose. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.

Информация об авторах

Ерасов Владимир Сергеевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сибяев Илья Гоярович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сутубалов Александр Игоревич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Vladimir S. Erasov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Ilya G. Sibayev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Alexander I. Sutubalov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.01.2025; получена после доработки 20.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.03.2025.
The article was submitted 30.01.2025; received in revised form 20.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 20.03.2025.

Научная статья

УДК 504.37:620.19

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-156-176

ИЗУЧЕНИЕ СКОРОСТИ ОСАЖДЕНИЯ СОЛЕЙ НА ПОВЕРХНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЭКСПОЗИЦИИ В УСЛОВИЯХ ПРИМОРСКОЙ АТМОСФЕРЫ

Г.В. Корниенко¹, О.В. Старцев¹, Т.В. Александрова¹, Е.В. Двирная¹

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

Аннотация. Проведено исследование скорости осаждения солей на поверхности различных полимерных композиционных материалов, а также стандартных образцов, испытанных методами «влажной свечи» и «сухого полотна», экспонируемых в условиях приморской атмосферы в различных зонах удаления от моря. С помощью метода капиллярного электрофореза определены количество и состав солей на поверхности образцов за год экспозиции образцов. Установлена зависимость количества солей на поверхности различных образцов от продолжительности ветров со стороны моря, а также степени шероховатости образцов композиционных материалов.

Ключевые слова: скорость осаждения солей, полимерные композиционные материалы, капиллярный электрофорез, методы «влажной свечи» и «сухого полотна»

Для цитирования: Корниенко Г.В., Старцев О.В., Александрова Т.В., Двирная Е.В. Изучение скорости осаждения солей на поверхности различных полимерных композиционных материалов при экспозиции в условиях приморской атмосферы // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-156-176.

Scientific article

STUDY OF SALT DESPOSITION RATE ON THE SURFACE OF VARIOUS FIBRE-REINFORCED PLASTIC MATERIALS DURING EXPOSURE TO A SEASIDE ATMOSPHERE

G.V. Kornienko¹, O.V. Startsev¹, T.V. Alexandrova¹, E.V. Dvirnaya¹

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 salt deposition rate on the surface of different fibre-reinforced plastics and standard samples of «wet candles» and «dry plates» during the exposure in a seaside atmosphere in various distances from the sea has been studied. During one year of the exposure, the content of different ions on the surface of the samples was determined by the capillary electrophoresis method. The dependence of the salt content on the surface of various samples on the duration of winds, blowing from the sea, and surface roughness profile of materials, was established.

Keywords: salt disposition rate, fibre-reinforced plastics, the capillary electrophoresis method, wet candles, dry plates

For citation: Kornienko G.V., Startsev O.V., Alexandrova T.V., Dvirnaya E.V. Study of salt desposition rate on the surface of various fibre-reinforced plastic materials during exposure to a seaside atmosphere. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-156-176.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе эпоксидных матриц благодаря своим высоким прочностным характеристикам и низкой плотности все чаще используются в производстве элементов внешнего контура современной авиационной техники [1, 2]. Наиболее востребованными из них являются углепластики и стеклопластики [3, 4]. Однако со временем внешние воздействия снижают механические показатели ПКМ [5, 6]. Среди главных факторов умеренного, субтропического, тропического и пустынного климатов, оказывающих влияние на свойства композитов, выделяют повышенную и пониженную температуры, относительную влажность воздуха, осадки, солнечную радиацию [7–9]. В условиях холодного климата действуют суточные и сезонные термоциклы, которые повышают внутренние напряжения в ПКМ, ускоряют образование микротрещин и снижают прочность [10, 11].

Приморские регионы характеризуются повышенной агрессивностью внешней среды. Наряду с перечисленными факторами, агрессивность атмосферы в морском климате повышается из-за присутствия в воздухе ионов морских солей [12, 13]. В обзорах [14, 15] подробно проанализировано, как эти химически активные элементы ускоряют коррозию металлов и сплавов.

Несмотря на более высокую устойчивость ПКМ к воздействию хлоридов и других ионов морской соли в сравнении с металлами [16], физико-химические превращения, вызванные воздействием агрессивных веществ, контактирующих с ПКМ в ходе эксплуатации, являются активно изучаемой разновидностью старения [17, 18]. В обзоре [19] рассмотрено воздействие растворенных морских солей на предельную сорбцию и изменение пределов прочности и модулей упругости ПКМ, проанализированы причины неодинакового влияния дистиллированной и морской воды на свойства армирующих волокон.

Испытания на воздействие аэрозолей проводят в камерах соляного тумана. Например, углепластики [20, 21] и стеклопластики [22, 23] выдерживались в сухой и влажной атмосфере, имитирующей морской воздух. Деструкция эпоксидных матриц ускоряется с наложением УФ-излучения [21] и повышением температуры выдержки [23].

Наравне с применением камер соляного тумана широко распространены испытания образцов ПКМ в натуральной или искусственной морской воде [19, 24]. Авторы работы [25] установили, что молекулы воды, гидроксид- и хлорид-ионы реагируют с некоторыми ингредиентами армирующих наполнителей, разрушают границу между волокном и смолой и снижают свойства ПКМ. Морская вода влияет на расслоение тканого бисмалеимидного стеклопластика [26], уменьшает прочностные показатели [27] в зависимости от химического состава матрицы, природы армирующего наполнителя, окружающей температуры, уровня приложенных механических нагрузок [28]. Методические вопросы испытаний ПКМ в морской воде рассмотрены в работах [29, 30].

При учете вклада солей в старение ПКМ несомненный интерес вызывает сравнение влияния морской и дистиллированной воды на процессы влагопоглощения и соответствующие изменения их свойств [31, 32]. В табл. 1 представлены примеры относительных коэффициентов сохранения показателей $k_p = (P/P_0)$, где P – пределы прочности при растяжении (σ_t), сжатии (σ_c), межслойном сдвиге (σ_s), измеренные после различных сроков выдержки в дистиллированной и морской воде; P_0 – исходные значения соответствующих показателей [33–36]. Отмечается более значительное снижение механических показателей после нахождения ПКМ в морской воде. В таком случае процессы старения осложняются влиянием более агрессивной среды, создаваемой растворенными электролитами.

Влияние дистиллированной и морской воды на свойства ПКМ

ПКМ	Связующее	Показатель P	Тип воды	t , сут	w , %	$k_p = P/P_0$	Литературный источник
СП	Эпоксид LY5052/ HY5052	σ_c	Д	100	1,34	0,66	[33]
			М		1,34	0,66	
		σ_s	Д		1,34	0,66	
			М		1,34	0,66	
	Изофталевая полиэфирная смола Synolite	σ_t	Д	365	0,4	0,66	[34]
			М		0,9	0,66	
		E_t	Д		0,4	0,66	
			М		0,9	0,66	
УП	Эпоксид DGEBA/ MeHHPA	σ_t	Д	14	0,07	0,66	[35]
			М		0,06	0,66	
		σ_s	Д	140	0,31	0,66	
			М		0,41	0,66	
	Полиуретан	σ_t	Д	180	0,6	0,66	[36]
			М		0,6	0,66	
		σ_s	Д		0,6	0,66	
			М		0,6	0,66	

Обозначения: СП – стеклопластик; УП – углепластик; P – пределы прочности при растяжении (σ_t), сжатии (σ_c), межслойном сдвиге (σ_s), модуль упругости при растяжении (E_t). Тип воды: Д – дистиллированная, М – морская; t – продолжительность выдержки в воде; w – количество сорбированной воды.

В работе [37] рассмотрено старение ПКМ на основе полипропилена после экспозиции на открытой атмосферной площадке, после погружения в воду и в 10%-ный раствор хлорида натрия на протяжении 15 недель. В результате наблюдалось снижение прочности при растяжении на 4, 19 и 31 % соответственно.

Исследования стеклопластиков на основе винилэфирной смолы показали [38], что погружение образцов в раствор хлорида и сульфата натрия (30 и 5 г/л) при температуре 60 °С оказывает эффект, соизмеримый с погружением в щелочной раствор гидроксидов натрия, калия и кальция с pH = 12,7 при тех же условиях. Показатель σ_t после 70 сут выдерживания в солевом и щелочном растворах составил 74 и 73 % соответственно, а показатель σ_s после 45 дней снизился до 90 и 94 %. Похожие испытания были проведены для базальтопластика на основе эпоксидной смолы [39]. Наборы лопаток для растяжения отдельно погружали в дистиллированную воду, раствор серной кислоты с pH = 1,5, а также в раствор хлоридов магния, натрия, кальция и сульфата натрия, имитирующий морскую воду. После 34 сут выдерживания образцов в воде и кислоте при температуре 55 °С наблюдалось снижение показателя σ_t на 20 и 22 % соответственно, а после раствора солей – на 25 %.

При климатическом старении осаждение солей также приводит к изменению микроструктуры, проявляющемуся в увеличении пористости, и, как следствие, в ухудшении качества волокна, ускорении расслаивания поверхности раздела «волокно–матрица», что приводит к изменению массы экспонированных образцов [8, 40] и значительному снижению прочностных характеристик [41, 42]. Натурные климатические испытания новых материалов являются неотъемлемой частью оценки их устойчивости к старению, установления обоснованных сроков службы и необходимым этапом ввода в эксплуатацию конструкций на их основе [43, 44]. Соответственно, одна из важных задач развития климатических испытаний – разработка и совершенствование методов оценки коррозионной агрессивности среды [45, 46].

Одними из самых распространенных методов оценки скорости осаждения хлоридов являются методы «влажной свечи» и «сухого полотна» [47, 48], регламентированные стандартом ГОСТ 9.039–74, гармонизированным с ISO 9225 [49]. Сущность данных способов отбора проб количества хлоридов заключается в экспозиции влажных и сухих тканей, на которые осаждаются ионы солей. Однако данные методы не учитывают степень шероховатости различных материалов, которая напрямую связана со скоростью осаждения и способностью удержания кристаллов солей на поверхности материалов [50]. В работе [51] показана возможность измерения массы морских солей на поверхности стеклопластика марки КМКС-4.175.Т10 и углепластика марки КМКУ-3.150.Э0.1 после 8 лет экспонирования на открытом атмосферном стенде и под навесом в условиях Геленджикского центра климатических испытаний (ГЦКИ) – НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Таким образом, цель данной работы – сравнение скорости осаждения ионов солей на поверхности «влажной свечи» и «сухого полотна» различных ПКМ, отличающихся профилем поверхности, а также исследование влияния метеорологических условий и расположения материалов на открытой климатической площадке в ГЦКИ на количество солей на поверхности материалов при экспозиции в период 04.2024–04.2025.

Материалы и методы

Полимерные композиционные материалы. В качестве исследуемых материалов с различным профилем поверхности выбраны композиты с предварительной экспозицией в течение 8 лет на открытой климатической площадке ГЦКИ: стеклопластик марки ВПС-48 и углепластик марки ВКУ-39, имеющие одинаковое связующее ВСЭ-1212 на основе бифункциональной и полифункциональной эпоксидных смол, отвержденных с помощью аминного ароматического отвердителя, а также углепластик марки КМКУ-3м на основе однонаправленной углеродной ленты УОЛ-300Р и клеевого препрега. Эти материалы рекомендованы для авиационной техники [52, 53]. Дополнительно испытаны образцы стеклопластика ВПС-48 и углепластика ВКУ-39 в исходном состоянии.

Экспозиция. Для анализа скорости осаждения хлоридов образцы ПКМ размерами (20–40)×(70–90)×(2–3) мм, а также образцы «влажных свечей» и «сухих полотен» [49] экспонировали в трех точках ГЦКИ: под навесом (40 м от береговой линии), на открытой площадке (25 м от береговой линии) и в жалюзийной будке (25 м от береговой линии).

Подготовка проб. Образцы ПКМ, «влажных свечей» и «сухих полотен» с периодичностью в 1 мес. снимали с экспозиции для подготовки проб к анализу содержания ионов солей. В случае образцов ПКМ, выдержанных на открытой площадке, съем для анализа производили несколько раз в месяц. Подготовку образцов с помощью методов «влажной свечи» и «сухого полотна» проводили в соответствии с ГОСТ 9.039–74. Для этого экспонируемую ткань помещали в химический стакан, заливали дистиллированной водой (200 см³) и кипятили на протяжении 10 мин. Образцы ПКМ также выдерживали в дистиллированной воде (200 см³), перемешивая при температуре 60 °С. Данная температура считается допустимой для испытаний ПКМ без значительного воздействия на их состояние [43]. Полученные растворы промывных вод фильтровали от различных загрязнений и доводили объем до метки в мерной колбе на 250 см³.

Анализ ионного состава проб. Для анализа ионного состава полученных проб промывных вод использовали метод капиллярного электрофореза. Анализ осуществляли на приборе «Капель-105М» при следующих условиях измерения: напряжение 17 В

для анионов и 25 В для катионов, длина волны 374 нм для анионов и 267 нм для катионов, давление ввода пробы $3 \cdot 10^{-3}$ МПа температура охлаждения капилляра 25 °С.

При анализе электрофореграмм определяли площадь пиков, соответствующих определенным ионам, по которым определяли концентрацию их в пробе (C_i). В результате получали суммарную массу солей на квадратный метр экспонируемого материала (Σm_i) в мг/м² по формуле

$$\Sigma m_i = \frac{\Sigma(C_i \cdot M_i)V}{S},$$

где C_i – концентрация иона в пробе, ммоль/см³; M_i – молярная масса иона, г/моль; V – общий объем пробы, см³ (250 см³); S – площадь экспонируемой поверхности, м².

Определение профиля поверхности ПКМ. Для определения профиля поверхности исходных образцов ПКМ и образцов после предварительной экспозиции использовали метод профилометрии с помощью 3D-сканирующего микроскопа в соответствии с ГОСТ 2789–73. На типовых участках (640×490 мкм) поверхностей лицевой и обратной сторон каждой пластины проводили определение характеристик шероховатости: максимальную (R_z) и среднеквадратичную (R_q) высоту элементов кривой профиля.

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

Обсуждение и результаты

На электрофореграммах для типичной пробы промывных вод (рис. 1) хорошо видны наибольшие пики, соответствующие ионам хлорида и натрия, основным компонентам морской соли.

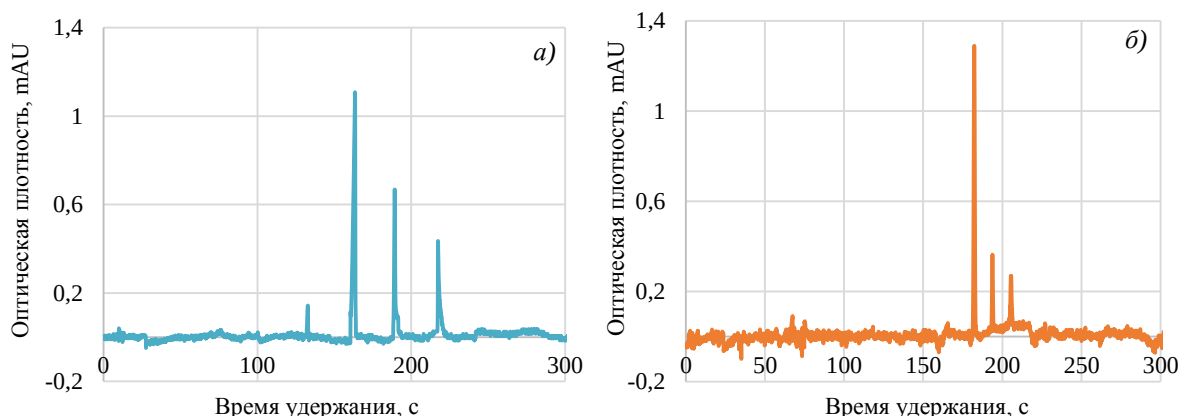


Рис. 1. Электрофореграммы анионного (а) и катионного (б) состава проб промывных вод образцов из стеклопластика ВПС-48/7781 после экспозиции под навесом в ГЦКИ с 30 сентября по 1 ноября 2024 года

В табл. 2 представлены усредненные результаты анализа ионного состава более 100 проб промывных вод «влажной свечи», «сухого полотна» и ПКМ после экспозиции в различных зонах ГЦКИ. Дополнительно для сравнения приведены результаты анализа воды Черного моря, выполненного методом капиллярного электрофореза, а также данные из литературных научно-технических источников [54, 55].

Можно заметить достаточно высокую схожесть ионного состава солей, накопленных на поверхности образцов «влажной свечи», «сухого полотна», ПКМ и состава морской воды. Данный факт доказывает возможность применения методов «влажной

свечи», «сухого полотна», а также ПКМ для сбора и дальнейшего анализа количества различных ионов, присутствующих в атмосфере, несмотря на то, что в соответствии со стандартом ГОСТ 9.039–74 методы «влажной свечи» и «сухого полотна» применяются для сбора исключительно хлорид-ионов.

Таблица 2

Средние значения ионного состава проб промывных вод «влажной свечи», «сухого полотна» и ПКМ, а также ионный состав проб воды Черного моря

Литературный источник	Проба воды	Массовая доля иона в пробе, %						
		K ⁺	Na ⁺	Mg ²⁺	Ca ²⁺	Cl ⁻	(SO ₄) ²⁻	(HCO ₃) ⁻ , (CO ₃) ²⁻
Экспериментальные результаты	Промывные воды «влажной свечи», «сухого полотна» и ПКМ (ГЦКИ)	1,0	29,8	4,1	1,8	55,3	7,7	0,8
	Вода из Черного моря (ГЦКИ)	1,2	31,6	4,1	1,6	53,8	7,1	0,5
[54]	Вода из Черного моря (г. Анапа)	1,6	30,1	3,7	1,4	55,2	7,5	0,5
[55]	Вода из Черного моря (г. Геленджик)	1,4	31,5	3,0	1,2	54,0	8,0	1,0

В табл. 3 представлены результаты определяемых ежемесячно на протяжении года значений суммарных масс солей на квадратный метр материала (Σm_i) для образцов, экспонируемых в трех зонах ГЦКИ, удаленных на разное расстояние от береговой линии.

В жалюзийной будке испытывали только образцы ПКМ после 8 лет предварительной экспозиции, а под навесом и на открытой площадке дополнительно были выставлены образцы «влажной свечи» и «сухого полотна». В качестве наглядного примера на рис. 2 приведена диаграмма изменения показателя Σm_i для разных материалов, экспонированных под навесом.

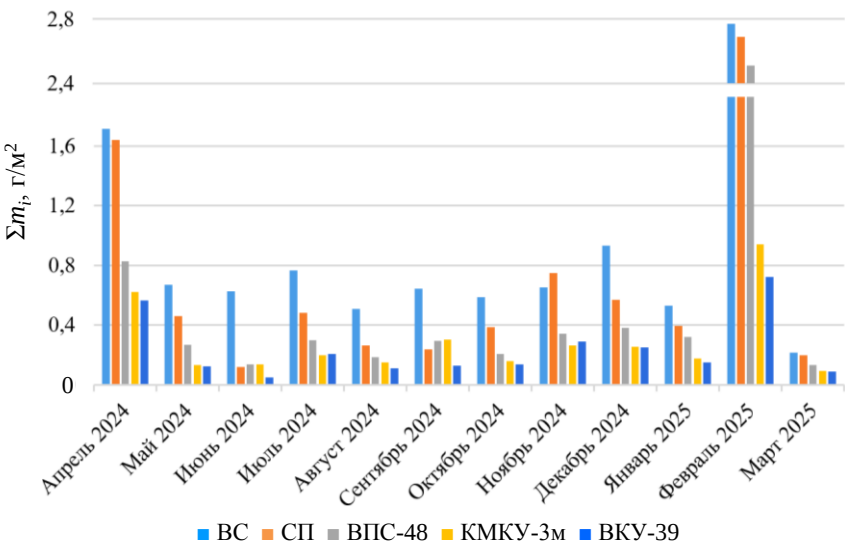


Рис. 2. Значения суммарных масс солей на квадратный метр материала (Σm_i) для образцов «влажной свечи» (BC), «сухого полотна» (СП) и ПКМ при экспозиции под навесом

Таблица 3
Результаты ежемесячного анализа массы солей, накопленных при экспозиции в различных точках, на поверхности образцов «влажной свечи», «сухого полотна», а также образцов ПКМ после предварительной экспозиции

Точка экспозиции	Σm _i , г/м ²												
	в жалюзийной будке для материала			под навесом для материала				на открытой площадке для материала					
	ВПС-48	КМКУ-3м	ВКУ-39	Свеча	Полотно	ВПС-48	КМКУ-3м	ВКУ-39	Свеча	Полотно	ВПС-48*	КМКУ-3м*	ВКУ-39*
Апрель 2024	Нет данных			1,71	1,64	0,83	0,62	0,56	15,19	11,0	14,5	5,04	3,09
Май 2024				0,67	0,46	0,27	0,13	0,13	5,86	0,02	5,38	4,08	2,81
Июнь 2024				0,63	0,12	0,14	0,14	0,05	1,14	0,24	0,24	0,19	0,18
Июль 2024				0,76	0,48	0,30	0,20	0,21	5,80	0,24	2,45	1,78	1,30
Август 2024	0,60	0,51	0,31	0,51	0,27	0,18	0,15	0,11	4,40	0,27	0,64	0,43	0,33
Сентябрь 2024	0,66	0,50	0,40	0,65	0,24	0,29	0,30	0,13	4,81	1,37	2,01	1,74	1,56
Октябрь 2024	0,78	0,48	0,32	0,59	0,39	0,21	0,16	0,14	4,79	0,03	1,72	0,95	0,77
Ноябрь 2024	0,65	0,30	0,30	0,65	0,75	0,34	0,26	0,29	2,38	0,02	1,32	0,80	0,52
Декабрь 2024	0,75	0,36	0,21	0,93	0,57	0,38	0,25	0,25	5,93	0,47	0,76	0,80	0,64
Январь 2025	0,31	0,26	0,24	0,53	0,40	0,32	0,18	0,15	2,83	0,01	0,88	0,68	0,46
Февраль 2025	11,43	2,84	1,52	2,77	2,69	2,51	0,94	0,72	23,27	0,01	23,0	10,8	9,83
Март 2025	1,8	0,28	0,22	0,21	0,20	0,13	0,09	0,09	1,68	0,01	2,04	0,44	0,46
* Для образцов ПКМ, экспонированных на открытой площадке, приведены суммарные значения Σm _i , полученные после нескольких промежуточных съёмов образцов в течение месяца.													

Важно отметить отношение количества накопленных солей между различными материалами. Таким образом, наибольшее количество солей в большинстве случаев накапливается на образцах, испытанных методом «влажной свечи», меньше – на образцах, испытанных методом «сухого полотна» и еще меньше – на образцах ПКМ. Во многих работах также отмечается, что скорость осаждения солей по методу «влажной свечи» выше, чем по методу «сухого полотна» [47, 48]. Данное явление объясняется лучшей сорбционной способностью смоченной ткани, а также большей способностью метода «влажной свечи» удерживать накопленные солевые частицы за счет устройства конструкции свечи [47].

Более того, при сравнении показателя Σm_i для разных ПКМ между собой можно заметить, что почти во всех случаях наибольшее количество солей накапливается на поверхности образцов из стеклопластика ВПС-48 (94,4 %), а для образцов из углепластика КМКУ-3м в 87,5 % случаев Σm_i больше, чем для углепластика ВКУ-39. Данная закономерность объясняется различной степенью шероховатости ПКМ. В табл. 4 представлены результаты анализа профиля поверхности исследованных ПКМ.

Таблица 4

Результаты анализа профиля поверхности различных образцов ПКМ

Результаты анализа профиля поверхности разнотипных образцов ПКМ				
Предыстория	Материал	Сторона	R_z , мкм	R_q , мкм
После предварительной экспозиции в течение 8 лет на открытой площадке ГЦКИ	КМКУ-3м	Лицевая	92,3	8,1
		Обратная	65,2	6,4
	ВПС-48	Лицевая	198	22,4
		Обратная	108	12,4
	ВКУ-39	Лицевая	100	7,5
		Обратная	49,6	4,6
В исходном состоянии	ВПС-48	Лицевая	20,2	1,7
		Обратная	20,8	1,5
	ВКУ-39	Лицевая	25,4	2,1
		Обратная	17,2	1,4
Обозначения: максимальная (R_z) и среднеквадратичная (R_q) высота элементов кривой профиля.				

Таким образом, среднее значение для двух сторон среднеквадратичной высоты элементов кривой профиля для образцов из стеклопластика ВПС-48 больше, чем для образцов из углепластиков КМКУ-3м и ВКУ-39 в 2,4 и 1,2 раза соответственно. В то же время скорость осаждения солей на поверхности стеклопластика ВПС-48 в разных точках экспозиции в сравнении с углепластиковыми КМКУ-3м и ВКУ-39 в среднем больше в 1,8 и 1,4 раза соответственно. Данное наблюдение показывает, что уникальность поверхности ПКМ, выраженная ее различным профилем, вносит вклад в способность образцов накапливать и удерживать соли, в то время как стандартные методы «влажной свечи» и «сухого полотна» не учитывают данный фактор.

Другим важным фактором воздушной атмосферы ГЦКИ, влияющим на значение Σm_i для всех наблюдаемых образцов, является ветер. В приморских районах основное насыщение материалов солями происходит под воздействием морской воды, которая снимается с поверхности моря в виде аэрозоля и наносится на поверхности материалов при сильном ветре [56]. В табл. 5 представлены важнейшие параметры ветра за период исследований.

Таблица 5

Показатели скорости и направления ветра в ГЦКИ за период апрель 2024–март 2025

Месяц	Скорость ветра, м/с	Максимальная скорость ветра $v_{\max}$, м/с	Направление сильного ветра (10 м/с)	Длительность сильного (>10 м/с) ветра (t_{10}), ч
Апрель 2024	3,3	23,8	ССВ	39
Май 2024	4,2	20,3	ССВ	80
Июнь 2024	3,2	13,6	ССВ	6
Июль 2024	4,6	17,7	СВ	55
Август 2024	2,0	8,0	–	0
Сентябрь 2024	1,8	7,0	–	0
Октябрь 2024	3,4	16,9	СВ	20
Ноябрь 2024	3,4	16,5	СВ	13
Декабрь 2024	4,2	15,2	ССВ	17
Январь 2025	3,0	16,4	СВ	28
Февраль 2025	6,4	26,1	СВ	152
Март 2025	3,1	15,4	СВ	10
Обозначения: СВ – северо-восток; ССВ – северо-северо-восток.				

Важно отметить, что основные направления сильных ветров на протяжении всего исследования – северо-восток и северо-северо-восток, т. е. со стороны моря. Таким образом, в месяцы наиболее продолжительных и сильных ветров со стороны моря, таких как апрель и май 2024 года и февраль 2025 года, наблюдалось наибольшее значение показателя Σm_i для всех материалов на всех точках экспозиции. На примере сильных ветров в мае и июле 2024 года видно, что сильный ветер оказывает большее влияние на образцы, экспонированные ближе к морю на открытой площадке (25 м), чем под навесом (40 м). Значение Σm_i для образцов, экспонированных в жалюзийной будке (25 м) в 88 % случаев больше, чем для образцов из того же материала, расположенных под навесом, и меньше, чем для образцов на открытой площадке.

Несмотря на одинаковое расстояние от моря в случае экспозиции на открытой площадке и в жалюзийной будке, наблюдается различие полученных значений Σm_i , которое можно объяснить меньшей доступностью для ветров из-за препятствий в виде жалюзийных стенок. Дополнительный вклад в наблюдаемое различие может вносить периодичность съема образцов для анализа. Как уже упоминалось ранее, образцы, экспонированные под навесом и в жалюзийной будке, снимали для анализа один раз в месяц, в то время как образцы ПКМ со стенда на открытой площадке снимали после сильных ветров несколько раз на протяжении месяца, смывали соли для анализа и выставляли обратно на экспозицию до следующих сильных ветров. В табл. 3 для образцов ПКМ с открытой площадки приведены значения Σm_i , полученные после нескольких съёмов в течение каждого месяца.

При анализе результатов для образцов, экспонируемых на открытой площадке, особый интерес вызывает сравнение значений Σm_i для ПКМ, полученных во время промежуточных съёмов, со значениями Σm_i для методов «влажной свечи» и «сухого полотна», полученных в результате ежемесячных съёмов (табл. 3). С учетом особенности экспозиции без защиты от воздействия осадков логично предположить, что значительное количество солей на поверхности образцов будет оставаться лишь в том случае, если между сильным ветром со стороны моря и съёмом образцов для анализа количества солей не наблюдалось осадков. Для образца, испытанного методом «сухого полотна», такие результаты наблюдались только в апреле и сентябре 2024 года, в остальные месяцы результаты для показателя Σm_i не имеют значения, чего нельзя сказать про метод «влажной свечи».

В случае образца, испытанного методом «влажной свечи», экспонированного на открытой площадке, наблюдается отчетливая линейная зависимость результатов ежемесячных съёмов с суммарными значениями Σm_i для ПКМ после нескольких съёмов в течение месяца. На рис. 3 представлены зависимости параметра Σm_i для образца «влажной свечи» и различных ПКМ, выдержанных под навесом и на открытой площадке.

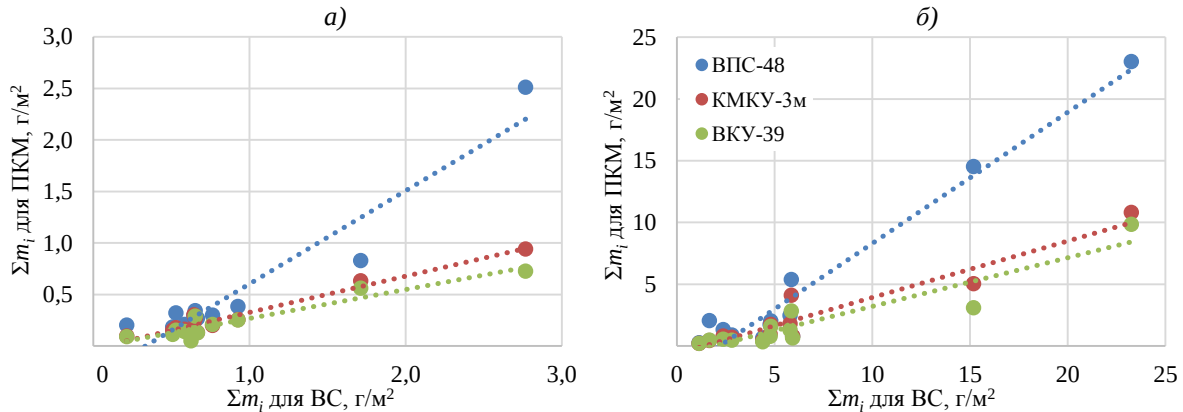


Рис. 3. Зависимость результатов измерения Σm_i для образцов, испытанных методом «влажной свечи» (ВС), и различных ПКМ при 12-месячной экспозиции под навесом (а) и на открытой площадке (б)

Видно подобие результатов, полученных при экспозиции в двух точках ГЦКИ и при разной частоте съёмов образцов ПКМ. Важно также отметить достаточно высокую линейную зависимость полученных результатов: среднее значение квадрата коэффициента корреляции Пирсона (R^2) для результатов образцов, экспонированных под навесом и на стенде на открытой площадке, составило 0,92 и 0,91 соответственно.

Исходя из полученных результатов, можно предположить, что при воздействии осадков (в отличие от образцов «сухого полотна») образцы «влажной свечи» способны удерживать соли в растворе благодаря своему устройству, что позволяет экспонировать их не только под специальными навесами в соответствии с ГОСТ 9.039–74, но и на открытых пространствах – например, непосредственно на стенде вместе с реальными образцами для более точной оценки коррозионной активности атмосферы именно в данной точке экспозиции.

Для более детального изучения зависимости скорости осаждения солей на разных образцах, экспонированных в различных зонах, посчитан коэффициент R^2 между значениями Σm_i всех образцов друг с другом, полученными за 12 мес. экспозиции (табл. 6). Результаты для ПКМ представлены в виде средних значений R^2 , посчитанных отдельно для материалов ВПС-48, КМКУ-3м и ВКУ-39. Прослеживается закономерно низкая корреляция результатов, полученных методом «сухого полотна», для образцов, экспонированных на открытой площадке, с результатами других образцов, чего нельзя сказать об образцах, измеренных методом «влажной свечи», экспонированных в тех же условиях. При этом коэффициент R^2 для результатов, полученных методом «влажной свечи», для образцов, экспонированных на открытой площадке и в соответствии с ГОСТ 9.039–74 под навесом, составляет 0,95. При исключении из анализа результатов, полученных методом «сухого полотна», для образцов, экспонированных на открытой площадке, среднее значение R^2 для всех образцов в сравнении друг с другом равно 0,91, что показывает высокую линейную зависимость результатов для всех образцов вне зависимости от точки экспозиции.

Таблица 6
Значение коэффициента корреляции R^2 между значениями Σm_i для различных образцов при экспозиции 12 мес. в разных зонах ГЦКИ, а также между значениями Σm_i и основными показателями ветра

Материал (зона экспозиции)	R^2									
	ПКМ (ЖБ)	ВС (Н)	СП (Н)	ПКМ (Н)	ВС (ОП)	СП (ОП)	ПКМ (ОП)	$V_{\max}$, м/с	t_{10} , ч	t_{15} , ч
R^2	ПКМ (ЖБ)	0,97	0,92	0,93	0,91	0,95	0,03	0,98	0,61	0,98
	ВС (Н)	0,92	1,00	0,93	0,92	0,95	0,13	0,88	0,59	0,78
	СП (Н)	0,93	0,93	1,00	0,93	0,91	0,14	0,87	0,67	0,78
	ПКМ (Н)	0,91	0,92	0,93	0,86	0,89	0,14	0,83	0,56	0,74
	ВС (ОП)	0,95	0,95	0,91	0,89	1,00	0,17	0,91	0,6	0,78
	СП (ОП)	0,03	0,13	0,14	0,14	0,17	1,00	0,09	0,16	0,00
	ПКМ (ОП)	0,98	0,88	0,87	0,83	0,91	0,09	0,94	0,65	0,9
	$V_{\max}$, м/с	0,61	0,59	0,67	0,56	0,6	0,16	0,65	1,00	0,55
	t_{10} , ч	0,94	0,65	0,64	0,59	0,67	0,00	0,81	1,00	0,9
	t_{15} , ч	0,98	0,78	0,78	0,74	0,78	0,00	0,9	0,9	1,00
Обозначения: ПКМ – полимерный композиционный материал; ВС – образцы по методу «влажной свечи»; СП – образцы по методу «сухого полотна»; $V_{\max}$ – максимальная скорость ветра; t_{10} и t_{15} – длительность ветра со скоростью более 10 и 15 м/с соответственно; ЖБ – экспозиция в жалюзийной будке; Н – экспозиция под навесом; ОП – экспозиция на открытой площадке.										

Для более подробного изучения зависимости скорости осаждения солей от скорости ветра проведен анализ изменения коэффициента корреляции R^2 для зависимости значений Σm_i для разных образцов от продолжительности ветров, превышающих 5, 6, ... 20 м/с (рис. 4).

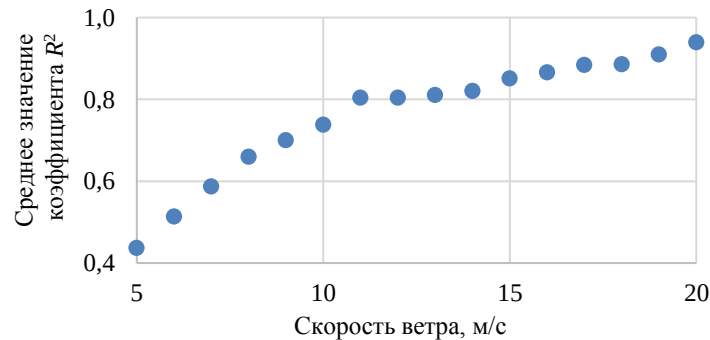


Рис. 4. Зависимость значений коэффициента корреляции R^2 между средними результатами Σm_i для методов «влажной свечи», «сухого полотна», ПКМ и минимальным значением скорости ветра, используемым при фильтрации

Видно, что с увеличением минимальной учитываемой скорости ветра коэффициент R^2 непрерывно увеличивается. Однако за период апрель 2024–март 2025 скорость ветра >20 м/с наблюдалась всего в трех месяцах, в связи с чем оптимальным выбором минимальной скорости можно считать 10–15 м/с.

Для подтверждения и уточнения полученных результатов проведен сравнительный анализ скорости осаждения солей на поверхность стеклопластика ВПС-48 и углепластика ВКУ-39 в исходном состоянии и после предварительной экспозиции. В табл. 7 представлены результаты Σm_i , полученные в ходе промежуточных съемов с экспозиции на открытой площадке ГЦКИ в период с 1 января по 1 апреля 2025 года, преимущественно после сильных ветров.

Таблица 7

Результаты определения скорости осаждения солей на поверхности образцов ПКМ с разной предысторией в ходе экспозиции на открытой площадке ГЦКИ

Дата съема с экспозиции	Σm_i , г/м ²			
	после предварительной экспозиции материала		в исходном состоянии материала	
	ВПС-48	ВКУ-39	ВПС-48	ВКУ-39
09.01.2025	0,35	0,14	0,07	0,07
15.01.2025	0,51	0,30	0,06	0,04
03.02.2025	0,01	0,01	0,01	0,00
12.02.2025	8,77	4,95	1,66	2,03
19.02.2025	0,99	1,01	0,49	0,77
25.02.2025	13,00	3,61	1,64	2,40
04.03.2025	0,26	0,26	0,08	0,09
21.03.2025	1,29	0,37	0,23	0,27
01.04.2025	0,74	0,09	0,06	0,04

Как отмечено ранее, скорость осаждения солей на поверхности состаренных образцов из стеклопластика ВПС-48 больше, чем на поверхности образцов из углепластика ВКУ-39. Однако в случае исходных образцов наблюдается скорее обратная тенденция, особенно в случае больших значений Σm_i . Во всех случаях для состаренных образцов наблюдаются более высокие значения Σm_i , чем для исходных. Эта закономерность объясняется гораздо более гладкой поверхностью исходных образцов (табл. 3). На рис. 5 представлены профили поверхности образцов ПКМ в двух состояниях – хорошо видно увеличение рельефа поверхности в ходе экспозиции. Неровности на поверхности образца создают условия для захвата и лучшего удержания кристаллов солей, которые способствуют дальнейшей более активной деструкции.

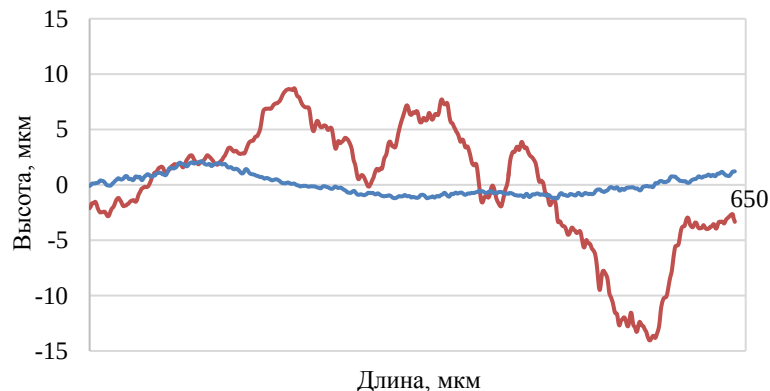


Рис. 5. Профиль поверхности образца стеклопластика ВПС-48 в исходном состоянии (—) и после предварительной экспозиции в ГЦКИ (—)

Таким образом, агрессивность среды выражается в разной степени по отношению к разным ПКМ на разных стадиях старения. Несмотря на высокую корреляцию скорости осаждения солей на поверхности различных материалов в разных точках экспозиции, для более точного анализа влияния солей на свойства ПКМ в приморской атмосфере необходимо учитывать индивидуальные особенности материалов и все факторы, способные влиять на скорость осаждения и способность удерживать частицы солей на поверхности материалов.

Заключения

Методом капиллярного электрофореза проведен анализ более 300 проб промывных вод «влажной свечи», «сухого полотна» и образцов ПКМ. Установленный ионный состав солей на поверхности образцов соответствует составу морской воды, что показывает возможность применения методов «влажной свечи» и «сухого полотна», а также образцов ПКМ для анализа содержания различных ионов в приморской атмосфере.

Установлено, что в ряду «влажная свеча–сухое полотно–образцы ПКМ после предварительной экспозиции–исходные образцы ПКМ» наблюдается снижение способности накапливать и удерживать соли на поверхности. Данная тенденция коррелирует со степенью неровности профиля поверхности.

Доказано, что, в отличие от метода «сухого полотна», метод «влажной свечи» пригоден для анализа скорости осаждения солей не только в крытых сооружениях в соответствии с ГОСТ 9.039–74, но и на стендах на открытых площадках под прямым воздействием осадков.

Вычислены квадраты коэффициентов корреляции Пирсона между значениями Σm_i между всеми образцами «влажной свечи», «сухого полотна» и ПКМ, экспонированными в разных зонах ГЦКИ. Среднее значение R^2 составило 0,91.

Показано, что скорость осаждения солей возрастает с увеличением порога фильтрации минимальной скорости сильных ветров со стороны моря.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00009.

Список источников

1. Irving P., Soutis C. Polymer composites in the aerospace industry. 2nd ed. Woodhead Publishing, 2019. 688 p. DOI: 10.1017/aer.2020.118.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник РАН. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
3. Xu X., Peng G., Zhang B. et al. Material performance, manufacturing methods, and engineering applications in aviation of Carbon fiber reinforced polymers: A comprehensive review // Thin-Walled Structures. 2024. Vol. 209. Art. 112899. DOI: 10.1016/j.tws.2024.112899.
4. 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: 05.04.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Гуляев И.Н., Зеленина И.В., Валева Е.О., Хасков М.А. Влияние климатического старения на свойства высокотемпературных углепластиков // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51.
6. Qin G., Fan Q., Mi P. et al. Review of aging mechanisms, mechanical properties, and prediction models of fiber-reinforced composites in natural environments // Polymer Composites. 2024. Vol. 45. No. 16. P. 14448–14474. DOI: 10.1002/pc.28799.
7. Kablov E.N., Kirillov V.N., Startsev O.V., Krotov A.S. Climatic aging of composite aviation materials: III. Significant aging factors // Russian Metallurgy (Metally). 2012. Vol. 2012. No. 4. P. 323–329. DOI: 10.1134/S0036029512040040.
8. Старцев В.О., Валева Е.О., Варданян А.М., Нечаев А.А. Оценка стабильности авиационных углепластиков к атмосферным осадкам // Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники. М., 2021. Ст. 05.
9. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Старение полимерных композиционных материалов. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 520 с.
10. 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 // В сборнике: Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата EURASTRENCOLD–2013. Якутск, 2013. С. 5–7.
11. 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. DOI: 10.14258/izvasu(2020)1-06.
12. Vidinha H., Branco R., Amaro A.M., Neto M.A. Monotonic and fatigue behavior of notched glass fibre-reinforced polymer laminates immersed in seawater // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2023. Vol. 126. Art. 103977. DOI: 10.1016/j.tafmec.2023.103977.
13. Ghabezi P., Harrison N.M. Multi-scale modelling and life prediction of aged composite materials in salt water // Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2024. Vol. 43. No. 3–4. P. 205–219. DOI: 10.1177/07316844231160189.

14. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М., Панин С.В. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 1. Факторы влияния (обзор) // Коррозия: материалы, защита. 2013. № 12. С. 6–18.
15. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 2. Новые подходы к оценке коррозивности приморских атмосфер // Коррозия: материалы, защита. 2016. № 1. С. 1–15.
16. Raman R.K.S., Guo F., Al-Saadi S., Zhao X.L. Understanding fibre-matrix degradation of FRP composites for advanced civil engineering applications: an overview // Corrosion and Materials Degradation. 2018. Vol. 1. No. 1. P. 27–41. DOI: 10.3390/cmd1010003.
17. Старцев В.О. Влияние агрессивных жидкостей на свойства полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 8 (114). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-98-112.
18. Cao Y., Gao G., Wang W. et al. Deterioration behaviors of phenolic amine/epoxy-based GFRP laminates exposed to aggressive environments // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2025. Vol. 192. Art. 108788. DOI: 10.1016/j.compositesa.2025.108788.
19. Старцев В.О. Старение полимерных композиционных материалов в морской воде (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.04.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
20. Yang Y., Silva M.A.G., Silva R.J.C. Material degradation of CFRP-to-steel joints subjected to salt fog // Composites Part B: Engineering. 2019. Vol. 173. Art. 106884. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.05.095.
21. Deng K., Luo B., Suo H. et al. Characterization of material degradation mechanism of carbon fiber reinforced epoxy resin composites under ultraviolet radiation and salt-fog synergistic environment // Polymer Composites. 2024. Vol. 45. No. 1. P. 805–824. DOI: 10.1002/pc.27816.
22. Fiore V., Calabrese L., Miranda R., Badagliacco D. An experimental investigation on performances recovery of glass fiber reinforced composites exposed to a salt-fog/dry cycle // Composites Part B: Engineering. 2023. Vol. 257. Art. 110693. DOI: 10.1016/j.compositesb.2023.110693.
23. da Silva G.A.S., d’Almeida J.R.M., Cardoso D.C.T. Investigation on moisture absorption behavior on GFRP and neat epoxy systems in hygrothermal salt fog aging // Composites Part B: Engineering. 2024. Vol. 272. Art. 111214. DOI: 10.1016/j.compositesb.2024.111214.
24. Anderson E., Gunawan B., Nicholas J. A multicontinuum-theory-based approach to the analysis of fiber-reinforced polymer composites with degraded stiffness and strength properties due to moisture absorption // Journal of Marine Science and Engineering. 2023. Vol. 11. No. 2. Art. 421. DOI: 10.3390/jmse11020421.
25. Wang D., Gong Q., Yuan Q., Luo S. Review of the properties of fiber-reinforced polymer-reinforced seawater–sea sand concrete // Journal of Materials in Civil Engineering. 2021. Vol. 33. No. 10. Art. 04021285. DOI: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0003894.
26. Zhao Y., Liu W., Seah L.K., Chai G.B. Delamination growth behavior of a woven E-glass/bismaleimide composite in seawater environment // Composites Part B: Engineering. 2016. Vol. 106. P. 332–343. DOI: 10.1016/j.compositesb.2016.09.045.
27. Gellert E.P., Turley D.M. Seawater immersion ageing of glass-fibre reinforced polymer laminates for marine applications // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 1999. Vol. 30. No. 11. P. 1259–1265. DOI: 10.1016/S1359-835X(99)00037-8.
28. Nan J., Zhi C., Meng J., Miao M. Seawater aging effect on fiber-reinforced polymer composites: Mechanical properties, aging mechanism, and life prediction // Textile Research Journal. 2023. Vol. 93. No. 13–14. P. 3393–3413. DOI: 10.1177/00405175231152666.
29. Kini M.V., Pai D. The ageing effect on static and dynamic mechanical properties of fibre reinforced polymer composites under marine environment – a review // Materials Today: Proceedings. 2022. Vol. 52. No. 3. P. 689–696. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.10.084.30.26.

30. Ghabezi P., Harrison N.M. Indentation characterization of glass/epoxy and carbon/epoxy composite samples aged in artificial salt water at elevated temperature // *Polymer Testing*. 2022. Vol. 110. Art. 107588. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2022.107588.
31. Shetty K., Bojja R., Srihari S. Effect of hygrothermal aging on the mechanical properties of IMA/M21E aircraft-grade CFRP composite // *Advanced Composites Letters*. 2020. Vol. 29. Art. 2633366X2092652. DOI: 10.1177/2633366X20926520.
32. Yang S., Chu M., Chen F. et al. Effect of different environmental conditions on durabilities of polyester and vinylester-based glass-fiber-reinforced polymer pultruded profiles // *Frontiers in Materials*. 2022. Vol. 9. Art. 862872. DOI: 10.3389/fmats.2022.862872.
33. Srihari S., Revathi A., Rao R. Hygrothermal effects on RT-cured glass-epoxy composites in immersion environments. Part B: Degradation studies // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2002. Vol. 21. No. 11. P. 993–1002. DOI: 10.1177/073168402128987653.
34. Wang J., GangaRao H., Liang R. Durability of glass fiber-reinforced polymer composites under the combined effects of moisture and sustained loads // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2015. Vol. 34. No. 21. P. 1739–1754. DOI: 10.1177/0731684415596846.
35. Kafodya I., Xian G., Li H. Durability study of pultruded CFRP plates immersed in water and seawater under sustained bending: Water uptake and effects on the mechanical properties // *Composites Part B: Engineering*. 2015. Vol. 70. P. 138–148. DOI: 10.1016/j.compositesb.2014.10.034.
36. Hong B., Xian G., Li H. Comparative study of the durability behaviors of epoxy and polyurethane-based CFRP plates subjected to the combined effects of sustained bending and water/seawater immersion // *Polymers*. 2017. Vol. 9. No. 11. Art. 603. DOI: 10.3390/polym9110603.
37. Fakhrol T., Islam M.A. Degradation behavior of natural fiber reinforced polymer matrix composites // *Procedia Engineering*. 2013. Vol. 56. P. 795–800. DOI: 10.1016/j.proeng.2013.03.198.
38. Chen Y., Davalos J.F., Ray I., Kim H.Y. Accelerated aging tests for evaluations of durability performance of FRP reinforcing bars for concrete structures // *Composite structures*. 2007. Vol. 78. No. 1. P. 101–111. DOI: 10.1016/j.compstruct.2005.08.015.
39. Wu G., Wang X., Wu Z. Durability of basalt fibers and composites in corrosive environments // *Journal of Composite Materials*. 2015. Vol. 49. No. 7. P. 873–887. DOI: 10.1177/0021998314526628.
40. Старцев В.О., Старцев О.В., Зеленева Т.О., Варданян А.М. Влияние осадков на изменение массы образцов полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.04.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
41. Lu Z., Xie J., Zhang H., Li J. Long-term durability of basalt fiber-reinforced polymer (BFRP) sheets and the epoxy resin matrix under a wet–dry cyclic condition in a chloride-containing environment // *Polymers*. 2017. Vol. 9. No. 12. Art. 652. DOI: 10.3390/polym9120652.
42. Bhat R., Mohan N., Sharma S. Influence of seawater absorption on the hardness of glass fiber/polyester composite // *Journal of Computers Mechanical Management*, 2022. Vol. 1. No. 1. P. 1–11. DOI: 10.57159/gadl.jcmm.1.1.23003.
43. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. II. Развитие методов исследования ранних стадий старения // *Деформация и разрушение материалов*. 2020. № 1. С. 15–21. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-1-15-21.
44. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
45. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. I. Оценка влияния значимых факторов воздействия // *Деформация и разрушение материалов*. 2019. № 12. С. 7–16. DOI: 10.31044/1814-4632-2019-12-7-16.

46. Першина Н.А., Ионин В.А., Полищук А.И. Влияние близости моря и коррозионно-активных агентов атмосферы на скорость коррозии в различных климатических регионах // Климат–2018: Вопросы прогнозирования коррозии, старения и биоповреждения материалов. М., 2018. С. 227–238.
47. Ветрова Е.Ю., Щекин В.К., Курс М.Г. Сравнительная оценка методов определения коррозионной агрессивности атмосферы // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
48. Жирнов А.Д., Стрекалов П.В., Каримова С.А., Жиликов В.П. Сезонная динамика процесса коррозии металлов на береговой зоне Черного моря // Коррозия: материалы, защита. 2007. № 8. С. 23–29.
49. ГОСТ 9.039–74. ЕСЗКС. Коррозионная агрессивность атмосферы. М.: Изд-во стандартов, 1974. 39 с.
50. Панин С.В., Старцев О.В., Кротов А.С., Медведев И.М., Фролов А.С. Коррозия и старение поверхности конструкционных материалов по данным 3D микроскопии // Труды ВИАМ. 2014. № 12. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-12-12-12.
51. Старцев В.О., Куцевич К.Е., Хрулев К.А., Молоков М.В. Прогнозирование температуры поверхности образцов композиционных материалов на основе клеевых препрегов при экспонировании в климатических условиях // Клеи. Герметики. Технологии. 2017. № 9. С. 24–31.
52. Николаев Е.В., Барботько С.Л., Андреева Н.П., Павлов М.Р., Гращенков Д.В. Комплексное исследование воздействия климатических и эксплуатационных факторов на новое поколение эпоксидного связующего и полимерных композиционных материалов на его основе. Часть 4. Натурные климатические испытания полимерных композиционных материалов на основе эпоксидной матрицы // Труды ВИАМ. 2016. № 6 (42). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-6-11-11.
53. Куцевич К.Е., Дементьева Л.А., Лукина Н.Ф. Свойства и назначение полимерных композиционных материалов на основе клеевых препрегов // Труды ВИАМ. 2016. № 8 (44). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-7-7.
54. Толкачев А.П. Особенности химического состава морской воды // Шаг в науку. 2019. № 3. С. 115–117.
55. Андрулионис Н.Ю., Завьялов И.Б., Рождественский С.А. Основной ионный состав вод Керченского пролива и прилегающих акваторий // Морской гидрофизический журнал. 2024. Т. 40. № 1 (235). С. 87–107.
56. Панченко Ю.М., Маршаков А.И., Ненашева Т.А. и др. Коррозионная стойкость конструкционных металлов при разной ориентации образцов на различных расстояниях от морского берега // Коррозия: защита материалов и методы исследований. 2024. № 2. С. 29–44. DOI: 10.61852/2949-3412-2024-2-2-29-44.

References

1. Irving P., Soutis C. *Polymer composites in the aerospace industry*. 2nd ed. Woodhead Publishing, 2019, 688 p. DOI: 10.1017/aer.2020.118.
2. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
3. Xu X., Peng G., Zhang B. et al. Material performance, manufacturing methods, and engineering applications in aviation of Carbon fiber reinforced polymers: A comprehensive review. *Thin-Walled Structures*, 2024, vol. 209, art. 112899. DOI: 10.1016/j.tws.2024.112899.
4. 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: April 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

5. Gulyev I.N., Zelenina I.V., Valevin E.O., Khaskov M.A. Influence of climatic ageing on the properties of high-temperature carbon fiber reinforced plastics. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51.
6. Qin G., Fan Q., Mi P. et al. Review of aging mechanisms, mechanical properties, and prediction models of fiber-reinforced composites in natural environments. *Polymer Composites*, 2024, vol. 45, no. 16, pp. 14448–14474. DOI: 10.1002/pc.28799.
7. Kablov E.N., Kirillov V.N., Startsev O.V., Krotov A.S. Climatic aging of composite aviation materials: III. Significant aging factors. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2012, vol. 2012, no. 4, pp. 323–329. DOI: 10.1134/S0036029512040040.
8. Startsev V.O., Valevin E.O., Vardanyan A.M., Nechaev A.A. Evaluation of the stability of aircraft carbon fiber reinforced plastics to atmospheric precipitation. *New generation materials and technologies for advanced products of aviation and space technology*. Moscow, 2021, art. 05.
9. Kablov E.N., Startsev V.O., Laptev A.B. *Aging of polymer composite materials*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 520 p.
10. Kablov E.N., Lebedev M.P., Startsev O.V., Golikov N.I. Climatic tests of materials, structural elements, machinery and equipment under conditions of extremely low temperatures. *Proc. VI Eurasian Symposium on the Problems of Strength of Materials and Machines for Cold Climate Regions EURASTRENCOLD–2013*. Yakutsk, 2013, pp. 5–7.
11. Startsev O.V., Lebedev M.P., Kychkin A.K. Aging of polymer composite materials in extremely cold climates. *Izvestiya Altayskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1 (111), pp. 41–51. DOI: 10.14258/izvasu(2020)1-06.
12. Vidinha H., Branco R., Amaro A.M., Neto M.A. Monotonic and fatigue behavior of notched glass fibre-reinforced polymer laminates immersed in seawater. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2023, vol. 126, art. 103977. DOI: 10.1016/j.tafmec.2023.103977.
13. Ghabezi P., Harrison N.M. Multi-scale modelling and life prediction of aged composite materials in salt water. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2024, vol. 43, no. 3–4, pp. 205–219. DOI: 10.1177/07316844231160189.
14. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M., Panin S.V. Corrosive aggressiveness of the coastal atmosphere. Part 1. Influencing factors (review). *Korroziya: materialy, zashchita*, 2013, no. 12, pp. 6–18.
15. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Corrosive aggressiveness of the coastal atmosphere. Part 2. New approaches to assessing the corrosivity of coastal atmospheres. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 1, pp. 1–15.
16. Raman R.K.S., Guo F., Al-Saadi S., Zhao X.L. Understanding fibre-matrix degradation of FRP composites for advanced civil engineering applications: an overview. *Corrosion and Materials Degradation*, 2018, vol. 1, no. 1, pp. 27–41. DOI: 10.3390/cmd1010003.
17. Startsev V.O. Effect of aggressive liquids on properties of polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-98-112.
18. Cao Y., Gao G., Wang W. et al. Deterioration behaviors of phenolic amine/epoxy-based GFRP laminates exposed to aggressive environments. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2025, vol. 192, art. 108788. DOI: 10.1016/j.compositesa.2025.108788.
19. Startsev V.O. The degradation of polymer composite materials in seawater (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
20. Yang Y., Silva M.A.G., Silva R.J.C. Material degradation of CFRP-to-steel joints subjected to salt fog. *Composites Part B: Engineering*, 2019, vol. 173, art. 106884. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.05.095.
21. Deng K., Luo B., Suo H. et al. Characterization of material degradation mechanism of carbon fiber reinforced epoxy resin composites under ultraviolet radiation and salt-fog synergistic environment. *Polymer Composites*, 2024, vol. 45, no. 1, pp. 805–824. DOI: 10.1002/pc.27816.

22. Fiore V., Calabrese L., Miranda R., Badagliacco D. An experimental investigation on performances recovery of glass fiber reinforced composites exposed to a salt-fog/dry cycle. *Composites Part B: Engineering*, 2023, vol. 257, art. 110693. DOI: 10.1016/j.compositesb.2023.110693.
23. da Silva G.A.S., d'Almeida J.R.M., Cardoso D.C.T. Investigation on moisture absorption behavior on GFRP and neat epoxy systems in hygrothermal salt fog aging. *Composites Part B: Engineering*, 2024, vol. 272, art. 111214. DOI: 10.1016/j.compositesb.2024.111214.
24. Anderson E., Gunawan B., Nicholas J. A multicontinuum-theory-based approach to the analysis of fiber-reinforced polymer composites with degraded stiffness and strength properties due to moisture absorption. *Journal of Marine Science and Engineering*, 2023, vol. 11, no. 2, art. 421. DOI: 10.3390/jmse11020421.
25. Wang D., Gong Q., Yuan Q., Luo S. Review of the properties of fiber-reinforced polymer-reinforced seawater-sea sand concrete. *Journal of Materials in Civil Engineering*, 2021, vol. 33, no. 10, art. 04021285. DOI: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0003894.
26. Zhao Y., Liu W., Seah L.K., Chai G.B. Delamination growth behavior of a woven E-glass/bismaleimide composite in seawater environment. *Composites Part B: Engineering*, 2016, vol. 106, pp. 332–343. DOI: 10.1016/j.compositesb.2016.09.045.
27. Gellert E.P., Turley D.M. Seawater immersion ageing of glass-fibre reinforced polymer laminates for marine applications. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1999, vol. 30, no. 11, pp. 1259–1265. DOI: 10.1016/S1359-835X(99)00037-8.
28. Nan J., Zhi C., Meng J., Miao M. Seawater aging effect on fiber-reinforced polymer composites: Mechanical properties, aging mechanism, and life prediction. *Textile Research Journal*, 2023, vol. 93, no. 13–14, pp. 3393–3413. DOI: 10.1177/00405175231152666.
29. Kini M.V., Pai D. The ageing effect on static and dynamic mechanical properties of fibre reinforced polymer composites under marine environment – a review. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 52, no. 3, pp. 689–696. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.10.084.30.26.
30. Ghabezi P., Harrison N.M. Indentation characterization of glass/epoxy and carbon/epoxy composite samples aged in artificial salt water at elevated temperature. *Polymer Testing*, 2022, vol. 110, art. 107588. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2022.107588.
31. Shetty K., Bojja R., Srihari S. Effect of hygrothermal aging on the mechanical properties of IMA/M21E aircraft-grade CFRP composite. *Advanced Composites Letters*, 2020, vol. 29, art. 2633366X2092652. DOI: 10.1177/2633366X20926520.
32. Yang S., Chu M., Chen F. et al. Effect of different environmental conditions on durabilities of polyester and vinylester-based glass-fiber-reinforced polymer pultruded profiles. *Frontiers in Materials*, 2022, vol. 9, art. 862872. DOI: 10.3389/fmats.2022.862872.
33. Srihari S., Revathi A., Rao R. Hygrothermal effects on RT-cured glass-epoxy composites in immersion environments. Part B: Degradation studies. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2002, vol. 21, no. 11, pp. 993–1002. DOI: 10.1177/073168402128987653.
34. Wang J., GangaRao H., Liang R. Durability of glass fiber-reinforced polymer composites under the combined effects of moisture and sustained loads. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2015, vol. 34, no. 21, pp. 1739–1754. DOI: 10.1177/0731684415596846.
35. Kafodya I., Xian G., Li H. Durability study of pultruded CFRP plates immersed in water and seawater under sustained bending: Water uptake and effects on the mechanical properties. *Composites Part B: Engineering*, 2015, vol. 70, pp. 138–148. DOI: 10.1016/j.compositesb.2014.10.034.
36. Hong B., Xian G., Li H. Comparative study of the durability behaviors of epoxy and polyurethane-based CFRP plates subjected to the combined effects of sustained bending and water/seawater immersion. *Polymers*, 2017, vol. 9, no. 11, art. 603. DOI: 10.3390/polym9110603.
37. Fakhrul T., Islam M.A. Degradation behavior of natural fiber reinforced polymer matrix composites. *Procedia Engineering*, 2013, vol. 56, pp. 795–800. DOI: 10.1016/j.proeng.2013.03.198.

38. Chen Y., Davalos J.F., Ray I., Kim H.Y. Accelerated aging tests for evaluations of durability performance of FRP reinforcing bars for concrete structures. *Composite structures*, 2007, vol. 78, no. 1, pp. 101–111. DOI: 10.1016/j.compstruct.2005.08.015.
39. Wu G., Wang X., Wu Z. Durability of basalt fibers and composites in corrosive environments. *Journal of Composite Materials*, 2015, vol. 49, no. 7, pp. 873–887. DOI: 10.1177/0021998314526628.
40. Startsev V.O., Startsev O.V., Zeleneva T.O., Vardanyan A.M. Influence of precipitation on changes in the mass of samples of polymeric composite materials in open climatic conditions. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
41. Lu Z., Xie J., Zhang H., Li J. Long-term durability of basalt fiber-reinforced polymer (BFRP) sheets and the epoxy resin matrix under a wet–dry cyclic condition in a chloride-containing environment. *Polymers*, 2017, vol. 9, no. 12, art. 652. DOI: 10.3390/polym9120652.
42. Bhat R., Mohan N., Sharma S. Influence of seawater absorption on the hardness of glass fiber/polyester composite. *Journal of Computer Mechanical Management*, 2022, vol. 1, no. 1, pp. 1–11. DOI: 10.57159/gadl.jcmm.1.1.23003.
43. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of polymer composite materials for aviation purposes. II. Development of methods for studying the early stages of aging. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2020, no. 1, pp. 15–21. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-1-15-21.
44. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
45. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of polymer composite materials for aviation purposes. I. Assessment of the influence of significant impact factors. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2019, no. 12, pp. 7–16. DOI: 10.31044/1814-4632-2019-12-7-16.
46. Pershina N.A., Ionin V.A., Polischuk A.I. The influence of the proximity of the sea and corrosive agents of the atmosphere on the corrosion rate in different climatic regions. *Climate-2018: Issues of forecasting corrosion, aging and biodeterioration of materials*. Moscow, 2018, pp. 227–238.
47. Vetrova E.Yu., Shchekin V.K., Kurs M.G. Comparative evaluation of methods for the determination of corrosion aggressivity of the atmosphere. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
48. Zhirnov A.D., Strekalov P.V., Karimova S.A., Zhilikov V.P. Seasonal dynamics of the metal corrosion process in the coastal zone of the Black Sea. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2007, no. 8, pp. 23–29.
49. State Standard 9.039–74. *ESZKS. Corrosive aggressiveness of the atmosphere*. Moscow: Publ. house of standards, 1974. 39 p.
50. Panin S.V., Startsev O.V., Krotov A.S., Medvedev I.M., Frolov A.S. Corrosion and aging of structural materials surface studied by 3D microscopy. *Trudy VIAM*, 2014, no. 12, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-12-12-12.
51. Startsev V.O., Kutsevich K.E., Khrulev K.A., Molokov M.V. Predicting the surface temperature of composite material samples based on adhesive prepregs when exposed to climatic conditions. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2017, no. 9, pp. 24–31.
52. Nikolaev E.V., Barbotko S.L., Andreeva N.P., Pavlov M.R., Grashchenkov D.V. Complex research of influence of climatic and operational factors on new generation epoxy binding and polymeric composite materials on its basis. Part 4. Natural climatic tests of polymeric composite materials on the basis of epoxy matrix. *Trudy VIAM*, 2016, no. 6, paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-6-11-11.
53. Kutsevich K.E., Dementeva L.A., Lukina N.F. Properties and application of polymer composite materials based on glue prepregs. *Trudy VIAM*, 2016, no. 8, paper no. 7. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-7-7.

54. Tolkachev A.P. Features of the chemical composition of sea water. *Shag v nauku*, 2019, no. 3, pp. 115–117.
55. Andrulionis N.Yu., Zavyalov I.B., Rozhdestvensky S.A. The main ionic composition of the waters of the Kerch Strait and adjacent waters. *Morskoy gidrofizicheskiy zhurnal*, 2024, vol. 40, no. 1 (235), pp. 87–107.
56. Panchenko Yu.M., Marshakov A.I., Nenasheva T.A. et al. Corrosion resistance of structural metals with different orientation of samples at different distances from the seashore. *Korroziya: zashchita materialov i metody issledovaniy*, 2024, no. 2, pp. 29–44. DOI: 10.61852/2949-3412-2024-2-2-29-44.

Информация об авторах

Корниенко Герман Викторович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Старцев Олег Владимирович, старший научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Александрова Татьяна Вадимовна, лаборант пятого разряда, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Двирная Елена Вячеславовна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

German V. Kornienko, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg V. Startsev, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Tatiana V. Alexandrova, 5th grade Laboratory Assistant, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Elena V. Dvirnaya, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.06.2025.
The article was submitted 02.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.06.2025.

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