

№3
(157)
2026

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

№ 3 (157) март 2026

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, профессор РАН
(НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»)

Члены совета:

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 № ФС77-82768 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).

При использовании материалов в любой форме ссылка на журнал «Труды ВИАМ» обязательна.

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

Петрушин Н.В., Битюцкая О.Н., Висик Е.М., Чабина Е.Б. Структурные характеристики монокристаллических отливок и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения. Часть 2

Дульнев К.В., Севальнев Г.С., Ульянов Е.И., Обливанцев К.Д. Термическая обработка и ее влияние на структуру и характеристики работоспособности высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса

Нефедкин Д.Ю., Севальнев Г.С. Исследование структурно-фазового состояния стали 21НКМТ для использования в твердотельных волновых гироскопах

Яковлев Е.И. Пути решения минимизации пористости при литье крупногабаритных лопаток газотурбинных установок. Часть 2

Легкие сплавы

Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Мухина И.Ю., Уридия З.П., Токарев М.С. Влияние газодинамического напыления порошковых материалов на адгезию лакокрасочных покрытий, коррозию, механические свойства магниевых сплавов

Петров И.А., Трапезников А.В., Решетников Ю.В., Воробьева Е.И. Перспективы применения европия для повышения эксплуатационных свойств литейных алюминиевых сплавов

Полимерные материалы

Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Борисова Е.А., Морозова В.С., Большаков В.А., Мекалина И.В. Вибропоглощающие материалы для авиации. Часть 1. Механизм и методы исследования демпфирования полимерных материалов

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

Petrushin N.V., Bityutskaya O.N., Visik E.M., Chabina E.B. Structural characteristics of monocrystalline castings and mechanical properties of nickel-based superalloys with low rhenium content. Part 2

Dulnev K.V., Sevalnev G.S., Ulyanov E.I., Oblivantsev K.D. Heat treatment and its influence on the structure and performance characteristics of high strength high-nitrogen martensitic structural steel

Nefedkin D.Yu., Sevalnev G.S. Study of the structural and phase composition of 21NKMТ steel for use in solid-state wave gyroscopes

Yakovlev E.I. Solutions for minimizing porosity in casting large-sized gas turbine blades. Part 2

Light-metal alloys

Duyunova V.A., Leonov A.A., Trofimov N.V., Mukhina I.Yu., Uridia Z.P., Tokarev M.S. Effect of gas-dynamic spraying of powder materials on the adhesion of paint coatings, corrosion, and mechanical properties of magnesium alloys

Petrov I.A., Trapeznikov A.V., Reshetnikov Yu.V., Vorobyova E.I. Prospects for application of europium to improve the performance properties of casting aluminum alloys

Polymer materials

Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Borisova E.A., Morozova V.S., Bolshakov V.A., Mekalina I.V. Vibration absorbing materials for aircraft. Part 1. Mechanism and research methods for damping of polymeric materials

<u>Композиционные материалы</u>		<u>Composite materials</u>	
Антипов В.В., Асташкин А.И., Селиванов А.А., Ткаченко Е.А. Особенности формирования структуры, комплекса служебных свойств и применение в авиационной технике гибридных слоистых алюмополимерных композиционных материалов	97	Antipov V.V., Astashkin A.I., Selivanov A.A., Tkachenko E.A. Features of the formation of the structure, complex of service properties and the use of hybrid laminate alumopolymer composite materials in aircraft construction	
Дворецкая Е.В., Потапов М.В., Пискорский В.П., Колмаков А.О., Моргунов Р.Б. Аттестация продуктов лазерной абляции Ni в сверхтекучем гелии	114	Dvoretzskaya E.V., Potapov M.V., Piskorsky V.P., Kolmakov A.O., Morgunov R.B. Qualification of Ni laser ablation products in superfluid helium	
Начаркина А.В., Зеленина И.В., Куршеев Е.В., Евдокимов А.А. Влияние натурной экспозиции на свойства и микроструктуру углепластика марки ВКУ-38ТП	124	Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Kurshev E.V., Evdokimov A.A. The influence of natural exposure on the properties and microstructure of carbon fiber plastic VKU-38TP	
Старцев О.В., Деурная Е.В., Корниенко Г.В. Изменения структуры, свойств и долговечности углепластика на раннем этапе климатического старения	141	Startsev O.V., Dvirnaya E.V., Kornienko G.V. Changes in the structure, properties and durability of carbon fiber at an early stage of climatic aging	
<u>Защитные и функциональные покрытия</u>		<u>Protective and functional coatings</u>	
Сердцелюбова А.С., Кондаков П.В., Пономаренко С.А. Исследование свойств лакокрасочных покрытий, полученных на основе модельных композиций гидроксилсодержащих акрилатных сополимеров	157	Serdtzelyubova A.S., Kondakov P.V., Ponomarenko S.A. Studying the properties of paint and varnish coatings based of hydroxyl-containing acrylate copolymers	
<u>Испытания материалов</u>		<u>Material tests</u>	
Дворецков Р.М., Савина К.В. Определение легирующих элементов в сплавах на основе кобальта методом АЭС ИСП	167	Dvoretzskov R.M., Savina K.V. Determination of additive elements in cobalt-based alloys by ICP AES method	
Рыжков П.В., Горбовец М.А. Численная модель прогнозирования усталостной долговечности в условиях исходной шероховатости поверхности никелевого сплава, полученного с помощью аддитивных технологических процессов	183	Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A. Numerical model for predicting fatigue life under conditions of initial surface roughness of nickel alloy obtained by additive technological processes	
Бутаков В.В., Луговой А.А., Бабашов В.Г., Медведев А.В., Демина Н.М. Моделирование прохождения теплового фронта через теплоизоляционный материал и сравнение результата моделирования с результатом испытания материала в условиях одностороннего нагрева	203	Butakov V.V., Lugovoy A.A., Babashov V.G., Medvedev A.V., Demina N.M. Modeling of thermal front passage through thermal insulation material and comparison of the modeling result with the test result of the material under one-sided heating	
Алексеев А.В., Якимович П.В. Анализ вольфрама методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом	215	Alekseev A.V., Yakimovich P.V. Analysis of tungsten by glow discharge high-resolution mass spectrometry	

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22

СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ РЕНИЯ* Часть 2

Н.В. Петрушин¹, О.Н. Битюцкая¹, Е.М. Висик¹, Е.Б. Чабина¹

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

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований структурно-фазовых характеристик и механических свойств $\langle 001 \rangle$ монокристаллов нового углеродсодержащего жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ22 с 2 % (по массе) Re и его модификации с 2,5 % (по массе) Ru (сплав ВЖЛ22 + Ru). Установлено, что исследованные сплавы в термически обработанном состоянии показали высокую фазовую стабильность при испытании на длительную прочность и повышенный уровень механических свойств: сплав ВЖЛ22 ($d = 8,59 \text{ г/см}^3$) – $E = 125 \text{ ГПа}$ (при 20°C), $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 855 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}}^{20^\circ} = 1130 \text{ МПа}$, $\delta = 17,5 \%$ (при 20°C), $\sigma_{100}^{900^\circ} = 469 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 292 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 234 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 149 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 173 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{1050^\circ} = 113 \text{ МПа}$; сплав ВЖЛ22 + Ru ($d = 8,76 \text{ г/см}^3$) – $E = 120 \text{ ГПа}$ (при 20°C), $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 950 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}}^{20^\circ} = 1335 \text{ МПа}$, $\delta = 10,5 \%$ (при 20°C), $\sigma_{100}^{900^\circ} = 544 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 268 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 195 \text{ МПа}$.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, монокристаллы, структурно-фазовые характеристики, предел прочности, предел текучести, пластичность, длительная прочность, фазовая стабильность, рений, рутений

Для цитирования: Петрушин Н.В., Битюцкая О.Н., Висик Е.М., Чабина Е.Б. Структурные характеристики монокристаллических отливок и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 3–22. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22.

Scientific article

STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF MONOCRYSTALLINE CASTINGS AND MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS WITH LOW RENIUM CONTENT Part 2

N.V. Petrushin¹, O.N. Bityutskaya¹, E.M. Visik¹, E.B. Chabina¹

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

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 1 (155), 2026.

Abstract. The paper presents the results of experimental studies on the structural-phase characteristics and mechanical properties of <001> single crystals of the new carbon-containing nickel-based superalloys VZhL22 with 2 wt.% Re and its modification with 2,5 wt.% Ru (alloy VZhL22 + Ru). It was found that the studied alloys in the heat-treated condition demonstrated high phase stability during long-term strength testing and an increased level of mechanical properties. Alloy VZhL22 ($d = 8,59 \text{ g/cm}^3$) – $E = 125 \text{ GPa}$ (20°C), $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 855 \text{ MPa}$, $\sigma_B^{20^\circ} = 1130 \text{ MPa}$, $\delta = 17,5 \%$ (20°C), $\sigma_{100}^{900^\circ} = 469 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 292 \text{ MPa}$, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 234 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 149 \text{ MPa}$, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 173 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{1050^\circ} = 113 \text{ MPa}$; alloy VZhL22 + Ru ($d = 8,76 \text{ g/cm}^3$) – $E = 120 \text{ GPa}$ (20°C), $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 950 \text{ MPa}$, $\sigma_B^{20^\circ} = 1335 \text{ MPa}$, $\delta = 10,5 \%$ (20°C), $\sigma_{100}^{900^\circ} = 544 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 268 \text{ MPa}$, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 195 \text{ MPa}$.

Keywords: nickel-based superalloys, single crystals, structural and phase characteristics, ultimate tensile strength, yield strength, ductility, long-term strength creep, phase stability, rhenium, ruthenium

For citation: Petrushin N.V., Bityutskaya O.N., Visik E.M., Chabina E.B. Structural characteristics of monocrystalline castings and mechanical properties of nickel-based superalloys with low rhenium content. Part 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 3–22. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22.

Введение

Из данных научно-технической литературы следует, что одним из перспективных направлений повышения экономичности производства газотурбинных двигателей является изготовление лопаток по технологии монокристаллического литья из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) с пониженным содержанием рения [1–4]. К таким сплавам можно отнести российские литейные ЖНС марок ЖС36, ВЖМ7, ВЖМ9 [5, 6], а также зарубежные сплавы марок CMSX-8, LEK94, TMS-82+, DD6, ExA17 [7–11]. Номинальный химический состав и свойства указанных сплавов приведены в табл. 1 и 2 соответственно.

Таблица 1

Химический состав литейных жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения

Сплав	Содержание основных легирующих элементов, % (по массе)										
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	C
ЖС36 ¹	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	0,01	5,8	7,0	1,1	—	—
ВЖМ7 ²	5,5	1,2	4,0	2,0	2,6	3,7	6,2	6,5	—		0,002
ВЖМ9 ³	12,4	3,6	1,8	4,3	1,5	2,5	3,7	11,5			0,08
ВЖЛ22 ⁴	4,5	1,3	3,2	6,8	2,0	4,6	5,6	8,5			0,12
LEK94	6,1	1,0	2,0	3,35	2,45	2,3	6,5	7,5	—	0,1	—
TMS-82+	4,9	0,5	1,9	8,7	2,4	6,0	5,3	7,8			
DD6	4,3	—	2,0	8,0	2,0	7,5	5,6	9,0			
CMSX-8	5,4	0,7	0,6	8,0	1,5	8,0	5,7	10,0			
ExA17	12,0	3,9	1,8	3,5	2—3	4,0	3,4	9,0	—	—	

¹Патент 1513934 Рос. Федерация.

²Патент 2439184 Рос. Федерация.

³Патент 2633679 Рос. Федерация.

⁴Патент 2530932 Рос. Федерация.

¹Патент 1513934 Рос. Федерация.

²Патент 2439184 Рос. Федерация.

³Патент 2633679 Рос. Федерация.

⁴Патент 2530932 Рос. Федерация.

Таблица 2

Физико-химические свойства и длительная прочность

<001> монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения

Сплав	d , г/см ³	$T_{п.р}$	T_S	T_L	F_0^* , % (объемн.)	ΔE^*	$(Md)_\gamma^*$, эВ	σ_{100}^{1000} , МПа	σ_{100}^{1000}/d , МПа/(г/см ³)
		°C							
ЖС36	8,724	1304	1350	1404	62	0,047	0,894	240	27,51
ВЖМ7	8,39	1279	1323	1367	66	0,091	0,910	220	26,22
ВЖМ9	8,35	1216	1277	1360	52	-0,036	0,910	200	23,95
ВЖЛ22	8,59	1272	1333	1389	64	0,001	0,911	230	27,6
ЛЕК94*	8,27	1303	1345	1406	67	0,120	0,908	200	24,18
TMS-82+*	8,93	1295	1358	1415	64	-0,021	0,897	265	29,11
DD6*	8,83	1314	1349	1412	69	-0,059	0,909	260	29,45
CMSX-8*	8,85	1297	1344	1401	74	-0,097	0,900	255	28,81
ExA17*	8,54	1217	1275	1377	51	-0,016	0,907	210	24,59

* Расчет по методу [12].

Примечание. d – плотность; $T_{п.р.}$ – температура полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -солюс); T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – объемная доля упрочняющих частиц γ' -фазы в сплаве (20–850 °С); ΔE и $(Md)_\gamma$ – параметры фазовой стабильности, рассчитанные по методам баланса легирования [13] и New PHACOMP Md [14] соответственно; σ_{100}^{1000} – длительная прочность за 100 ч при 1000 °С для <001> монокристаллов сплавов.

Все перечисленные сплавы являются многокомпонентными и имеют двухфазную γ/γ' -структуру, кроме сплава ВЖМ9, содержащего 0,08 % (по массе) углерода, который имеет трехфазную структуру $\gamma/\gamma' + MC$ (где γ – никелевый твердый раствор, γ' – фаза на основе интерметаллида Ni_3Al , MC – карбидная фаза на основе титана и тантала) [15].

Из данных табл. 1 и 2 следует, что введение в сплавы даже небольшого количества рения (1,5–2,45 % (по массе)) позволило достичь уровня удельной длительной прочности при температуре 1000 °С, сопоставимого с таковым для монокристаллических ЖНС второго поколения с содержанием рения 3–4 % (по массе), к которым относятся сплавы CMSX-4 (γ/γ' -структура, $\sigma_{100}^{1000}/d = 29,9$ МПа/(г/см³)) [16] и ЖС32 (структура $\gamma/\gamma' + MC$, $\sigma_{100}^{1000}/d = 26,8$ –28,4 МПа/(г/см³)) [6, 17].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан литейный ЖНС марки ВЖЛ22 с пониженным содержанием рения (2 % (по массе)), предназначенный для изготовления турбинных лопаток как с поликристаллической равноосной (столбчатой), так и с монокристаллической структурами [18]. Сплав ВЖЛ22 имеет трехфазную структуру $\gamma/\gamma' + MC$, количество упрочняющих частиц γ' -фазы в которой составляет 64 % (объемн.) с температурой γ' -солюс 1272 °С (в состоянии после литья). Удельная длительная прочность монокристаллов из сплава ВЖЛ22 с кристаллографической ориентацией (КГО) <001> при температуре 1000 °С за 100 ч достигает ~28 МПа/(г/см³) (табл. 2).

Эффективность положительного влияния рения на сопротивление высокотемпературной ползучести ЖНС (так называемый «ренийевый эффект») в научно-технической литературе [19–24] объясняется его способностью значительно повышать температуру солидус никелевых сплавов, концентрироваться в матричном γ -твердом растворе вследствие низкого коэффициента распределения между γ' - и γ -фазами ($K_{c(Re)} \approx 0,1$) и образовывать в процессе ползучести комплексы «ядро дислокации–атомы рения» в виде атмосфер Коттрелла. Эти комплексы, наряду с низкой скоростью диффузии атомов рения в никелевой матрице [25], блокируют движение межфазных границ γ/γ' , повышая сопротивление ползучести многокомпонентных никелевых сплавов. Однако ренийсодержащие ЖНС при длительном высокотемпературном воздействии склонны к фазовой нестабильности, проявляющейся в образовании разнообразных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз (в ЖНС с карбидным упрочнением – также двойных карбидов

типа M_6C), которые различаются химическим составом, морфологией, типом кристаллической решетки и объемной долей [26–29].

Для стабилизации фазового состава ренийсодержащие монокристаллические ЖНС легируют рутением [30–32], который замедляет скорость выделения ТПУ-фаз и снижает их объемную долю [33, 34]. При этом установлено, что совместное введение в монокристаллические ЖНС рения и рутения приводит к существенному увеличению периода кристаллической решетки γ -твердого раствора сплава и, следовательно, абсолютной величины γ/γ' -мисфита (до $0,6\%$ при $20\text{ }^\circ\text{C}$) – важного структурного параметра, с возрастанием которого повышается эффективность дисперсионного упрочнения сплавов, термическая стабильность рафт-структуры γ' -фазы и снижается скорость ползучести [32–36]. В значительной мере эти преимущества рений-рутениеосодержащих ЖНС удалось реализовать в первом отечественном (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ) монокристаллическом сплаве четвертого поколения ВЖМ4, содержащего ($\%$ (по массе)) 6Re и 4Ru , с уровнем длительной прочности $\sigma_{100}^{1100} = 170\text{ МПа}$ [6, 32].

Цели второй части данной работы:

- получение ориентированных вдоль кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ монокристаллов нового ЖНС марки ВЖЛ22 и выполнение экспериментальных исследований их структуры, фазового состава, а также характеристик кратковременной и длительной прочности в диапазоне рабочих температур;
- оценка влияния рутения на механические свойства $\langle 001 \rangle$ монокристаллов сплава ВЖЛ22;
- оценка фазовой стабильности монокристаллов сплава ВЖЛ22 по результатам исследований микроструктуры после высокотемпературных испытаний на длительную прочность.

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

Материалы и методы

В качестве исследуемого материала использовали монокристаллические цилиндрические отливки образцов длиной 165 мм и диаметром 15 мм с аксиальной КГО $\langle 001 \rangle$. Заготовки изготовлены из нового литейного ЖНС марки ВЖЛ22, а также из его модифицированного варианта, отличающегося пониженным содержанием углерода ($0,07\%$ (по массе)) и дополнительным легированием рутением в количестве $2,5\%$ (по массе) (далее – сплав ВЖЛ22 + Ru); концентрации других легирующих элементов (Re, Al, Cr, Mo, W, Ta, Co, Ti) в этих сплавах были практически одинаковыми. Номинальный химический состав сплава ВЖЛ22 представлен в табл. 1. Данные сплавы получены методом вакуумной индукционной плавки с использованием технологии, применяемой при производстве литейных ренийсодержащих ЖНС [37].

Направленную кристаллизацию для получения монокристаллических отливок образцов из сплавов проводили на промышленной установке типа УВНК по технологическим параметрам литья, выбранным на основе анализа регрессионных уравнений, полученных в первой части данной работы [38]. Для формирования $\langle 001 \rangle$ монокристаллической структуры в отливках образцов использовали затравочные монокристаллы (затравки) из сплава системы Ni–W [39].

Для полученных отливок образцов определены КГО методом рентгеноструктурного анализа [40] на дифрактометре ДРОН-4 в характеристическом излучении $\text{Cu } K_{\alpha 1}$. Для этого применяли стартовые конусы, отрезанные от монокристаллических отливок образцов. Поперечный срез стартового конуса с выявленной дендритной структурой располагался перпендикулярно продольной оси цилиндрической отливки. Регистрацию результатов осуществляли по дифракционным рефлексам отражений от плоскостей (004), соответствующих аксиальной ориентации $\langle 001 \rangle$ монокристалла сплава.

Для проведения испытаний на растяжение и длительную прочность из монокристаллических отливок с КГО <001>, подвергнутых полной термической обработке, принятой для монокристаллических ЖНС [41], вытачивали образцы с рабочей частью длиной 25 мм и диаметром 5 мм. Термическая обработка литых монокристаллических отливок из сплавов включала высокотемпературную гомогенизацию и двухступенчатое старение. Температуру гомогенизационного отжига выбирали в интервале температур, превышающих температуру γ' -сольвус (температура полного растворения γ' -фазы в матричном γ -растворе) сплавов, но не достигающих температуры локального плавления выделений эвтектической (перитектической) γ' -фазы. Для уточнения этих температурных границ методом дифференциального термического анализа определены температуры фазовых превращений в литых монокристаллических отливках из исследуемых сплавов. Полученные экспериментальные значения температур фазовых превращений и другие свойства <001> монокристаллов этих сплавов, рассчитанные с использованием компьютерного метода конструирования литейных ЖНС, приведены в табл. 3 [12].

Отметим, что, согласно работам [13, 42], химический состав сплава считается сбалансированным и, следовательно, сплав – фазово-стабильным при выполнении условий: $+0,02 \geq \Delta E \geq -0,04$ и $(Md)_\gamma \leq 0,930$ эВ. Как следует из данных табл. 3, сплавы ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru в соответствии с указанными условиями можно считать фазово-стабильными, они имеют близкие значения характеристических температур, но различаются по плотности, γ/γ' -мисфиту и длительной прочности. Эти различия обусловлены легированием сплава ВЖЛ22 + Ru ключевым элементом рутением, который концентрируется преимущественно в матричной γ -фазе и в меньшей мере – в γ' -фазе [43, 44].

Таблица 3

Свойства жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой

Показатели	Значения показателей для сплава	
	ВЖЛ22	ВЖЛ22 + Ru
Физическо-химические свойства		
Плотность d , г/см ³	8,65	8,76
Температура, °C:		
полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -сольвус) $T_{п.р}$	1272	1289
плавления эвтектики $T_{эвт}$	1333	1330
солидус T_S	1333	1330
ликвидус T_L	1389	1391
Структурно-фазовые характеристики		
Объемная доля (при 850 °C), %:		
упрочняющих частиц γ' -фазы F_0	64,1	63,8
эвтектической γ' -фазы $F_{эвт}$	5,7	5,8
γ/γ' -мисфит Δa (при 20 °C), %	0,23	0,33
Параметры фазовой стабильности (при 850 °C)		
ΔE	+0,001	-0,003
$(Md)_\gamma$, эВ	0,911	0,909
Длительная прочность		
σ_{100}^{900} , МПа	459	540
σ_{100}^{1000} , МПа	237	275

Микроструктурные исследования выполняли методом сканирующей электронной микроскопии, локальный элементный состав сплава и фаз определяли методом

электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) на сканирующем электронном микроскопе с применением энергодисперсионного спектрометра. Объектами исследований служили микрошлифы, приготовленные из литых и термически обработанных отливок сплавов, а также из рабочих частей образцов из сплавов после испытаний на длительную прочность (рис. 1).

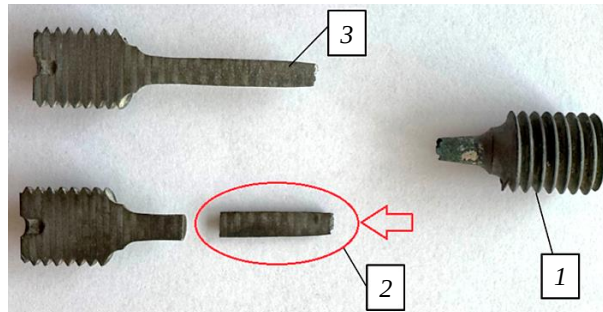


Рис. 1. Внешний вид образца из сплава ВЖЛ22, разрушившегося при испытании на длительную прочность: 1 – головка; 2 – исследуемая поверхность; 3 – рабочая часть

Испытания образцов на растяжение проводили в диапазоне температур 20–1100 °С в воздушной атмосфере без защитных покрытий. При этом определяли статический модуль упругости E , предел прочности σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, относительное удлинение δ и сужение ψ согласно ГОСТ 1497–2023 и ГОСТ 9651–84. Для оценки длительной прочности образцы испытывали при температурах 900, 1000 и 1050 °С и различных уровнях приложенного растягивающего напряжения по ГОСТ 10145–81, фиксируя время до разрушения τ_p (долговечность, ч). Проведена статистическая обработка полученных данных, с использованием уравнения длительной прочности [17, 45] рассчитаны пределы длительной прочности сплавов при каждой температуре:

$$\tau_p = A\sigma^{-n}, \quad (1)$$

где τ_p – время до разрушения (долговечность), ч; σ – растягивающее напряжение, МПа; A и n – коэффициенты, характеризующие материал при постоянной температуре.

Результаты и обсуждение

Микроструктура и фазовые характеристики

Микроструктура сплава ВЖЛ22 в термообработанных <001> монокристаллических отливках, из которых изготавливали образцы для механических испытаний, представлена на рис. 2. Видно, что отливки имеют характерную для ЖНС с интерметаллидно-карбидным упрочнением дендритную структуру (рис. 2, а). В междендритных пространствах расположены фазовые выделения, которые, по данным ЭЗМА, соответствуют эвтектической (перитектической) γ' -фазе и карбидной фазе на основе тантала (МС-карбид), образовавшихся в процессе кристаллизации междендритного расплава. МС-карбиды представлены в форме пластин и глобулей и отличаются химическим составом (табл. 4): пластинчатые карбиды содержат меньшее количество титана и молибдена, но большее количество вольфрама, чем глобулярные карбиды. Концентрационная неоднородность этих карбидов термической обработкой не устраняется (табл. 5), легирующих элементов алюминия и рения в составе карбидной фазы, а также карбидных выделений типа M_6C и ТПУ-фаз в структуре монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 не обнаружено. Выделения эвтектической (перитектической) γ' -фазы в структуре монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 после литья и термической обработки имеют практически одинаковые концентрации легирующих элементов, рений в их составе не обнаружен (табл. 4 и 5).

Образовавшиеся при термической обработке сплава дисперсные микрочастицы γ' -фазы в γ -матрице дендритов и междендритных пространств имеют кубоидную форму (рис. 2, в, з). При этом в междендритных пространствах размеры частиц γ' -фазы превышают их размеры в осях дендритов. Такая неоднородность связана с сохраняющейся после гомогенизации микросегрегацией легирующих элементов в пределах дендритных ячеек монокристаллической отливки и является характерной особенностью всех литейных ЖНС [41, 46]. Количественно дендритная микросегрегация характеризуется коэффициентами сегрегации $K_{с(i)}$, которые для i -х легирующих элементов рассчитывали следующим образом [29]:

$$K_{с(i)} = n(C_{м.д(i)} / C_{о.д.п(i)})^n, \quad (2)$$

где $C_{м.д(i)}$ и $C_{о.д.п(i)}$ – концентрации i -го элемента в γ/γ' -матрице междендритных пространств и осей дендритов первого порядка соответственно; $n = \pm 1$.

Если $C_{м.д(i)} > C_{о.д.п(i)}$, тогда $n = +1$ и $K_{с(i)} = C_{м.д(i)} / C_{о.д.п(i)} > 1$, сегрегация считается прямой. Если $C_{м.д(i)} < C_{о.д.п(i)}$, тогда $n = -1$ и $K_{с(i)} = -(C_{о.д.п(i)} / C_{м.д(i)}) < -1$ и сегрегация считается обратной.

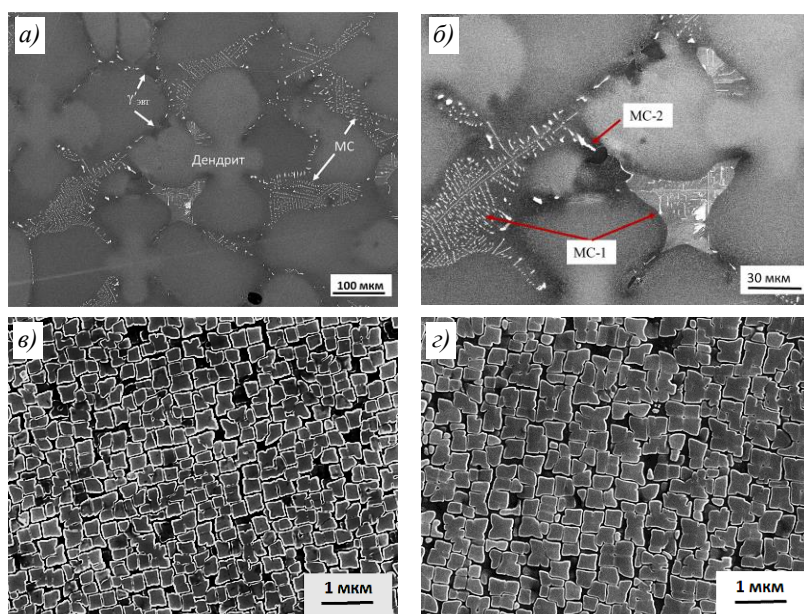


Рис. 2. Микроструктура (сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах плоскости (001) монокристалла сплава ВЖЛ22 после термической обработки): а – дендритная структура с выделениями в междендритных пространствах эвтектической γ' -фазы (черные частицы) и МС-карбидов (белые частицы); б – пластинчатые МС-1 и глобулярные МС-2 карбиды; в, з – кубоидные микрочастицы γ' -фазы в γ -матрице дендритов (в) и междендритных пространств (з)

В табл. 4 и 5 для монокристаллического сплава ВЖЛ22 как в литом состоянии, так и после термической обработки приведены усредненные (по 6–8 измерениям) значения концентраций легирующих элементов в дендритах первого порядка, междендритных пространствах, эвтектических (перитектических) выделениях γ' -фазы и МС-карбидах, а также рассчитанные по формуле (2) значения коэффициентов дендритной микросегрегации легирующих элементов сплава $K_{с(i)}$. Видно, что в состояниях после литья дендриты монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 обогащены элементами с обратной сегрегацией (кобальт, вольфрам и рений), элементы с прямой сегрегацией (алюминий, титан, хром, молибден и тантал) концентрируются в междендритных пространствах. При этом кобальт и хром показали незначительную сегрегацию.

Таблица 4

**Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации
легирующих элементов в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 после литья**

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$								
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	4,6	0,7	3,9	9,1	2,8	3,2	10,1	3,0	Основа
Междендритное пространство	6,0	2,0	4,7	7,9	4,3	5,6	4,5	1,1	Основа
$K_{c(i)}$	1,3	2,9	1,2	-1,2	1,5	1,8	-2,2	-2,7	–
Эвтектическая γ' -фаза	7,2	2,7	2,2	6,2	1,8	8,4	3,0	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	10,3	0,6	0,7	7,0	58,5	9,7		3,1
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,5	0,5	0,6	8,1	59,8	5,5		3,0

* Металлическая часть карбида.

Таблица 5

**Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации
легирующих элементов в монокристаллических отливках
из сплава ВЖЛ22 после термической обработки**

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$								
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	4,7	0,7	4,1	9,2	2,8	3,2	9,9	2,9	Основа
Междендритное пространство	5,4	1,5	4,4	8,6	3,5	4,9	5,6	1,5	Основа
$K_{c(i)}$	1,1	2,1	1,1	-1,1	1,3	1,5	-1,8	-1,9	–
Эвтектическая γ' -фаза	6,8	2,5	2,1	6,5	1,5	8,2	3,5	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	10,8	0,5	0,7	5,5	59,4	9,2		3,5
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,4	0,5	0,6	8,0	59,3	6,1		3,1

* Металлическая часть карбида.

В результате термической обработки в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 достигнуто практически полное устранение дендритной микросегрегации алюминия, хрома и кобальта, тогда как сегрегации титана, тантала, молибдена, вольфрама и рения хотя и снизились в абсолютном значении, но остаются на высоком уровне: $K_{c(Ti)} = 2,1$; $K_{c(Ta)} = 1,5$; $K_{c(Mo)} = 1,3$; $K_{c(W)} = -1,8$ и $K_{c(Re)} = -1,9$.

Результаты ЭЗМА монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 + Ru, представленные в табл. 6, показали, что введение в сплав рутения не внесло принципиальных изменений ни в характер дендритной сегрегации легирующих элементов, ни в фазовый состав. Закономерности дендритной микросегрегации легирующих элементов и их распределения в карбидной фазе этого сплава аналогичны таковым для сплава ВЖЛ22. Отметим только, что рутений при направленной кристаллизации сплава ВЖЛ22 + Ru проявляет незначительную сегрегацию по дендритным ячейкам монокристаллической отливки (концентрация рутения в оси дендрита первого порядка немного больше, чем в междендритном пространстве, $K_{c(Ru)} \approx -1,1$), подтверждая известную закономерность: рутений, подобно хрому, молибдену и кобальту, относится к слабосегрегирующим элементам в никелевых сплавах [47]. На коэффициенты дендритной микросегрегации других легирующих элементов рутений влияния не оказывает. Легирующих элементов алюминия, рения и рутения в составе карбидной фазы сплава ВЖЛ22 + Ru не обнаружено.

В процессе термической обработки монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 + Ru полного выравнивания локального химического состава по дендритной ячейке не происходит (табл. 7), однако значения коэффициентов сегрегации легирующих элементов снижаются по сравнению с литым состоянием. Состав эвтектической γ' -фазы и МС-карбидов практически не изменяется.

Таблица 6

**Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации легирующих элементов
в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 + Ru после литья**

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$									
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	3,6	0,6	4,0	8,7	2,9	2,6	2,7	12,8	3,1	Основа
Междендритное пространство	5,9	1,5	4,5	7,8	3,8	2,5	4,5	6,5	1,2	Основа
$K_{c(i)}$	1,6	2,5	1,1	-1,1	1,3	-1,0	1,7	-2,0	-2,6	–
Эвтектическая γ' -фаза	7,3	2,2	2,2	6,4	1,5	1,9	7,3	4,9	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	9,6	0,7	0,7	6,1	0	56,9	12,4		3,6
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,3	0,6	0,8	7,7		53,1	7,3		4,2

* Металлическая часть карбида.

Таблица 7

**Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации
легирующих элементов в монокристаллических отливках
из сплава ВЖЛ22 + Ru после термической обработки**

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$									
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	4,5	0,9	4,2	8,3	3,0	2,6	4,1	10,5	3,0	Основа
Междендритное пространство	5,5	1,1	4,4	7,9	3,2	2,4	4,8	8,2	2,0	Основа
$K_{c(i)}$	1,2	1,2	1,0	-1,1	1,1	-1,1	1,2	-1,3	-1,5	–
Эвтектическая γ' -фаза	7,1	2,1	1,8	5,9	1,3	1,6	7,4	5,6	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	9,7	0,8	0,8	6,2	0	56,5	12,2		3,8
Карбид глобулярный (МС-2)*		11,8	0,7	0,8	7,5		53,5	7,4		4,3

* Металлическая часть карбида.

Механические свойства

Свойства при кратковременном растяжении

На рис. 3 и в табл. 8 приведены результаты определения температурных зависимостей механических характеристик (модуль упругости, предел прочности σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и показатели пластичности – относительное удлинение δ и относительное сужение ψ) монокристаллов сплава ВЖЛ22 с КГО <001>. Для сравнения также приведены соответствующие зависимости характеристик прочности при растяжении этого же сплава с равноосной поликристаллической структурой из работ [6, 48].

Анализ данных, представленных на рис. 3, показывает, что в исследованном температурном интервале монокристаллический сплав ВЖЛ22 характеризуется более высокими значениями предела прочности и относительного удлинения по сравнению с поликристаллическим состоянием. В то же время условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ практически не зависит от структурного состояния сплава. В диапазоне температур от 20 до 600 °С отмечается постепенное уменьшение предела прочности σ_b , тогда как при повышении температуры до ~750 °С наблюдается его увеличение с достижением максимального уровня, после чего происходит разупрочнение сплава. Предел текучести монокристаллического сплава в этом интервале температур демонстрирует менее выраженную температурную зависимость. Следует отметить, что при пиковой температуре монокристаллический сплав характеризуется существенно более высокими уровнями пределов прочности (1200 МПа) и текучести (1000 МПа), чем сплав с равноосной поликристаллической структурой.

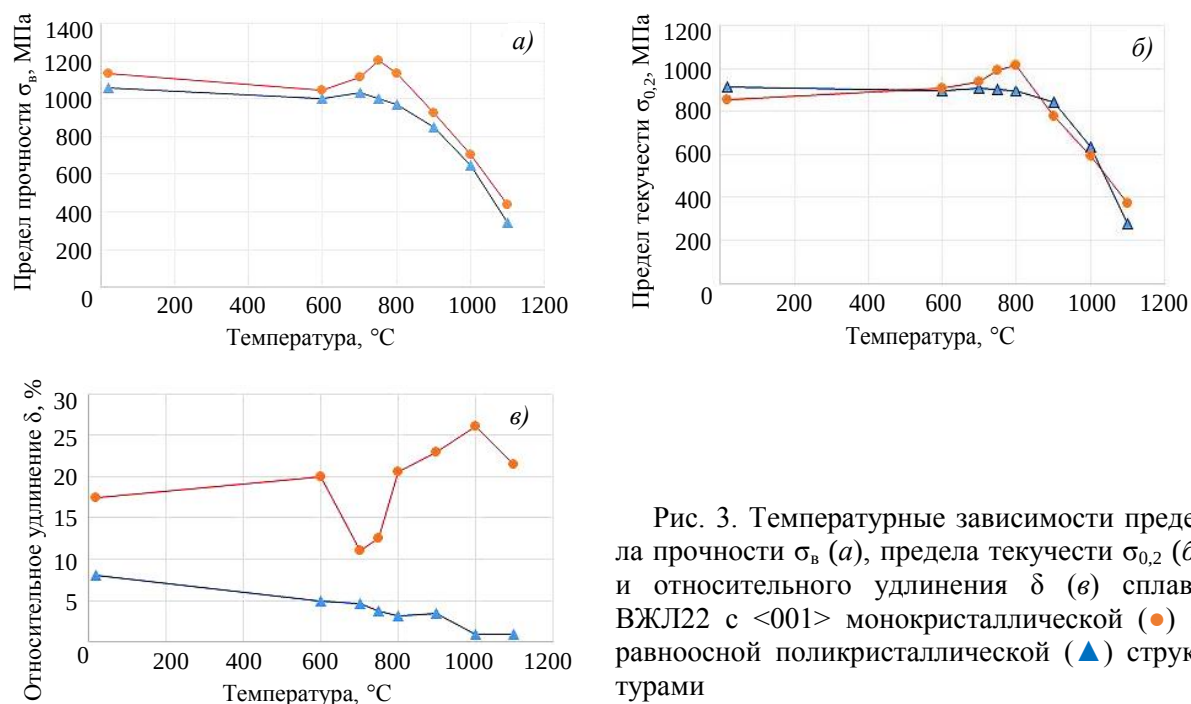


Рис. 3. Температурные зависимости предела прочности $\sigma_{\text{в}}$ (а), предела текучести $\sigma_{0,2}$ (б) и относительного удлинения δ (в) сплава ВЖЛ22 с <001> монокристаллической (●) и равноосной поликристаллической (▲) структурами

Монокристаллический сплав ВЖЛ22 по показателю относительного удлинения при растяжении, характеризующего пластичность сплава, значительно превосходит его поликристаллический аналог (рис. 3, в). Для поликристаллического состояния характерно заметное снижение пластичности (с 7,5 до 1,5 %) при увеличении температуры с 20 до 1100 °С. В случае монокристаллов уменьшение пластичности с 20 до 11 % фиксируется лишь в интервале температур 600–750 °С. При дальнейшем повышении температуры наблюдается существенное увеличение относительного удлинения, достигающее 26 и 22 % при 1000 и 1100 °С соответственно. Следует подчеркнуть, что в интервале температур 700–750 °С, расположенном ниже температурного максимума прочностных характеристик (рис. 3, а, б), для монокристаллического сплава проявляется характерный «провал» пластичности (снижение относительного удлинения до 11–12 %), что является характерной особенностью ЖНС с <001> монокристаллической структурой различных систем легирования и хорошо согласуется с данными, приведенными в научно-технической литературе [6, 41].

Таблица 8

Кратковременные механические свойства <001> монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов в интервале температур 20–1100 °С

Температура, °С	Сплав	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ	ψ
			МПа		%	
20	ВЖЛ22	125	855	1130	17,5	18,0
600		110	905	1045	20,0	24,0
700		103	940	1110	11,0	13,0
750		101	990	1200	12,5	14,0
800		93	1010	1130	20,5	21,0
900		93	775	930	23,0	23,0
1000		75	590	700	26,0	31,0
1100		68	375	440	21,5	35,0
20	ВЖЛ22 + Ru	120	950	1355	10,5	14,0

Как следует из данных табл. 8, $\langle 001 \rangle$ монокристаллы сплава с добавкой рутения (сплав ВЖЛ22 + Ru) по результатам испытаний на растяжение при температуре 20 °С показали при практически равных значениях модуля упругости существенно более высокие показатели прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) и меньшие значения характеристик пластичности (δ , ψ), чем у сплава ВЖЛ22.

Длительная прочность

На рис. 4 представлены результаты испытаний монокристаллических образцов из сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru на длительную прочность при температурах 900, 1000, 1050 °С и различных уровнях растягивающих напряжений. Значения времени до разрушения (долговечность), полученные при различных растягивающих напряжениях (экспериментальные точки на рис. 4), использовали для определения численных значений коэффициентов A и n уравнения (1) для каждой из температур испытания. С помощью этого уравнения построены расчетные кривые длительной прочности (рис. 4) монокристаллов сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru с КГО $\langle 001 \rangle$ при температурах 900, 1000 и 1050 °С. Средние значения пределов длительной прочности, рассчитанные для баз испытаний 100, 500 и 1000 ч по данному уравнению для монокристаллов сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru с КГО $\langle 001 \rangle$, приведены в табл. 9. Там же для сравнения приведены аналогичные характеристики сплава ВЖЛ22 с равноосной поликристаллической структурой [48] и сплава-аналога по применению ЖС32 с $\langle 001 \rangle$ монокристаллической структурой, содержащего 4 % (по массе) рения [17].

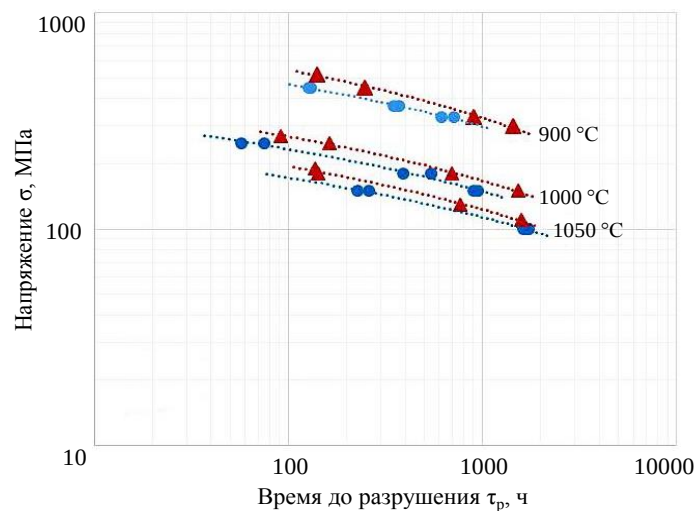


Рис. 4. Кривые длительной прочности $\langle 001 \rangle$ монокристаллических образцов из сплавов ВЖЛ22 (●) и ВЖЛ22 + Ru (▲) при температурах 900, 1000 и 1050 °С (точками показаны экспериментальные данные)

Из данных табл. 9 следует существенное преимущество монокристаллического сплава ВЖЛ22 перед его поликристаллическим вариантом по длительной прочности во всем температурно-временном диапазоне (особенно при 1050 °С и базе испытаний 1000 ч). Этот эффект обусловлен положительным влиянием монокристаллической структуры (отсутствие большеугловых границ) на характеристики высокотемпературной ползучести ЖНС. Из данных табл. 9 также следует, что по характеристикам длительной прочности монокристаллический сплав ВЖЛ22 с 2 % (по массе) рения не уступает монокристаллическому сплаву ЖС32 с 4 % (по массе) рения. Следовательно, монокристаллические изделия, изготовленные из сплава ВЖЛ22, будут более экономичными в сравнении с изделиями, полученными из сплава ЖС32, за счет меньшего (в 2 раза) содержания дефицитного дорогостоящего рения.

Таблица 9

Длительная прочность жаропрочных никелевых сплавов

Длительная прочность жаропрочных никелевых сплавов			
Температура, °C	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}
	МПа		
Монокристаллический сплав ВЖЛ22			
900	469	345	292
1000	234	178	149
1050	173	131	113
Поликристаллический сплав ВЖЛ22			
900	355	280	245
1000	205	140	110
1050	120	80	65
Монокристаллический сплав ВЖЛ22 + Ru			
900	544	392	327
1000	268	197	167
1050	195	144	123
Монокристаллический сплав ЖС32			
900	463	364	326
1000	236	175	153
1050	165*	125*	105*
* Интерполяция.			

Представленные в табл. 9 результаты свидетельствуют о преимуществе сплава ВЖЛ22 + Ru по длительной прочности во всем исследованном температурно-временном диапазоне по сравнению со сплавом ВЖЛ22. При этом разница в значениях длительной прочности уменьшается с увеличением долговечности и температуры.

**Эволюция микроструктуры и фазового состава
в процессе длительных высокотемпературных испытаний**

В процессе длительных высокотемпературных испытаний на растяжение в направлении $\langle 001 \rangle$ монокристаллических образцов исходная γ/γ' -микроструктура ЖНС изменяется. Изменение микроструктуры обусловлено температурным растворением частиц γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе в соответствии с диаграммой состояния никелевых сплавов системы Ni–Al и специфической коагуляцией оставшихся кубоидных частиц γ' -фазы с образованием классической рафт-структуры (N-рафтинг) [49]. Рафт-структура состоит из пластин γ' -фазы с изолированными между ними прослойками матричного γ -твердого раствора. Пластины γ' -фазы ориентированы перпендикулярно оси приложения постоянно действующего растягивающего напряжения в направлении КГО $\langle 001 \rangle$ монокристалла сплава и способствуют замедлению высокотемпературной ползучести, блокируя движение дислокаций [50].

На рис. 5 приведена полученная методом сканирующей электронной микроскопии микроструктура сплава ВЖЛ22 после испытаний монокристаллического образца на длительную прочность в течение 1727 ч при температуре 1050 °C и $\sigma = 100$ МПа. Видно (рис. 5, а), что в рабочей части образца, испытанного на длительную прочность при высокой температуре, сформировалась рафт-структура из чередующихся γ' -пластин, ориентированных перпендикулярно направлению растягивающего напряжения σ . В прослойках γ -раствора наблюдаются многочисленные дисперсные частицы γ' -фазы, выделившиеся при охлаждении образца после прекращения испытаний в результате распада пересыщенной γ -фазы.

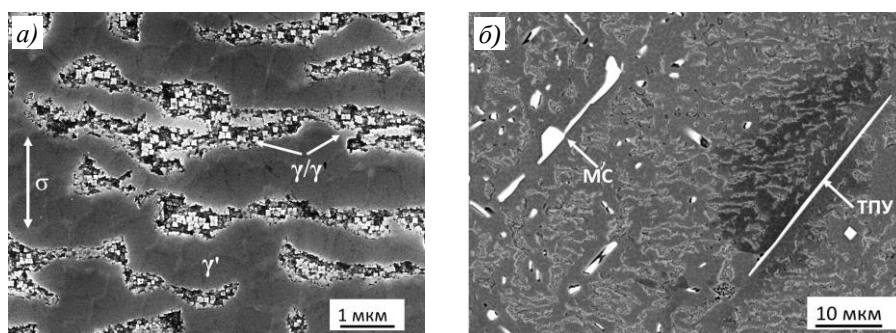


Рис. 5. Микроструктура сплава ВЖЛ22 в рабочей части образца после испытаний на длительную прочность при температуре 1050 °С и растягивающем напряжении $\sigma = 100$ МПа в течение 1727 ч (сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах): а – рафт-структура γ' -фазы; б – выделения МС-карбидов и топологически плотноупакованной (ТПУ) фазы

В ходе испытаний на длительную прочность локальный состав γ/γ' -матрицы по дендритным ячейкам монокристаллической рабочей части образца выравнивается. Составы эвтектической γ' -фазы и МС-карбидов в структуре сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru, представленные в табл. 10 и 11, практически не изменяются по сравнению с таковыми в состояниях после литья и термической обработки (табл. 4–7).

Таблица 10

Локальный химический состав монокристаллического образца из сплава ВЖЛ22 после испытаний на длительную прочность при температуре 1050 °С и растягивающем напряжении 100 МПа в течение 1727 ч

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе)								
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Re	Ni
Эвтектическая γ' -фаза	7,2	1,4	1,8	6,6	1,8	6,1	6,6	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	9,8	0,6	0,7	6,2	60,1	8,7		3,7
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,1	0,4	0,5	7,8	59,4	6,5		3,3
ТПУ-фаза	0,5	0,3	6,6	6,6	24,8	5,6	30,2	8,1	17,1

* Металлическая часть карбида.

Примечание. ТПУ-фаза – топологически плотноупакованная фаза.

Таблица 11

Локальный химический состав монокристаллического образца из сплава ВЖЛ22 + Ru после испытаний на длительную прочность при температуре 1050 °С и растягивающем напряжении 110 МПа в течение 1577 ч

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе)									
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re	Ni
Эвтектическая γ' -фаза	6,1	1,5	1,9	6,3	1,3	1,7	7,4	6,8	0	Основа
Карбид глобулярный (МС-2)*	0	10,7	0,4	0,5	4,8	0	60,4	7,6		2,6
ТПУ-фаза (1)		0	6,4	6,3	21,5	0,7	5,4	35,6		16,2
ТПУ-фаза (2)			6,9	7,4	9,0	3,4	1,9	21,6	26,8	21,9

* Металлическая часть карбида.

Примечание. ТПУ-фаза – топологически плотноупакованная фаза.

Известно, что в ренийсодержащих ЖНС при длительном высокотемпературном воздействии в γ -матрице дендритов выделяются локальные фазы, обогащенные ТПУ-образующими тугоплавкими элементами: Cr, Mo, W, Re и Ru (ТПУ-фазы) [26, 27]. Такие локальные области, содержащие в небольшом количестве отдельные тонкие пластинчатые фазовые образования (частицы) на основе молибдена, никеля, хрома, вольфрама и рения, обнаружены также в структуре сплавов ВЖЛ22 (рис. 5, б)

и ВЖЛ22 + Ru (рис. 6), испытанных в течение ~1700 ч на длительную прочность при температурах 1000 и 1050 °С. В то же время в этих частицах практически отсутствуют γ' -образующие элементы (алюминий и титан); γ' -образующий элемент тантал и ТПУ-образующий элемент рутений в них содержатся в небольших количествах. Таким образом, по химическому составу (табл. 10 и 11) и местам образования в структуре сплавов эти пластинчатые выделения следует отнести к ТПУ-фазам.

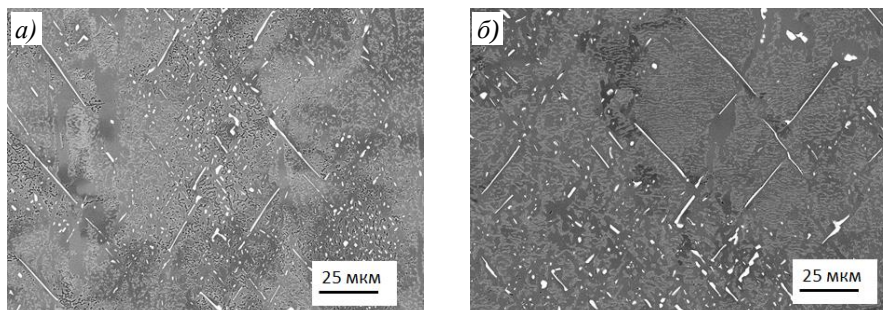


Рис. 6. Выделения топологически плотноупакованных фаз (тонкие пластинчатые частицы) в локальных областях дендритов рабочей части образцов из сплава ВЖЛ22 + Ru после испытаний на длительную прочность при температуре 1000 °С, растягивающем напряжении 150 МПа в течение 1528 ч (а) и температуре 1050 °С, растягивающем напряжении 110 МПа в течение 1577 ч (б) (сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах)

В структуре образцов сплавов, испытанных при температуре 900 °С на базах 700–1440 ч, пластинчатые фазовые образования не обнаружены. Данные обстоятельства позволяют заключить, что исследованные монокристаллические ЖНС с интерметаллидно-карбидным упрочнением ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru обладают высокой фазовой стабильностью.

Заключения

Для монокристаллических ЖНС с интерметаллидно-карбидным механизмом упрочнения, содержащих 2 % (по массе) рения (сплав ВЖЛ22 и его модифицированный вариант – сплав ВЖЛ22 + Ru со сниженным содержанием углерода (0,07 % (по массе))) и дополнительным легированием рутением в количестве 2,5 % (по массе)), определены следующие показатели: плотность 8,59 и 8,76 г/см³, температуры γ' -сольвус 1272 и 1289 °С, солидус 1333 и 1330 °С, ликвидус 1389 и 1391 °С, объемная доля дисперсной γ' -фазы ~64 % и эвтектической γ' -фазы ~6 %, γ/γ' -мисфит 0,23 и 0,33 % (период решетки γ -фазы больше, чем γ' -фазы, при 20 °С) соответственно.

В процессе направленной кристаллизации монокристаллов сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru происходит микросегрегация легирующих элементов, приводящая к неоднородному их распределению по дендритным ячейкам монокристалла: Al, Ti, Ta и Mo обогащают междендритные пространства, Re и W концентрируются в осях дендритов первого порядка. Остальные легирующие элементы (Cr, Co и Ru) имеют незначительную сегрегацию. Гомогенизирующий отжиг сплава ВЖЛ22 + Ru при температуре 1300 °С приводит к снижению коэффициентов сегрегации Al, Ti, Ta и Mo до величины, близкой к 1, полная гомогенизация Re и W при этом не достигается.

Определены кратковременные механические свойства термически обработанных сплавов ВЖЛ22 (в диапазоне температур 20–1100 °С) и ВЖЛ22 + Ru (при 20 °С) с <001> монокристаллической структурой, а также показатели их длительной прочности при температурах 900, 1000 и 1050 °С.

Установлено, что с повышением температуры с 20 до 600 °С предел прочности сплава ВЖЛ22 снижается с 1130 до 1045 МПа, затем возрастает, достигая максимума

1200 МПа при пиковой температуре 750 °С, после чего наблюдается разупрочнение материала. В интервале температур 600–750 °С зафиксирован «провал» пластичности сплава ВЖЛ22 с 20 до 11 %, с дальнейшим повышением температуры она существенно возрастает, достигая 26 и 22 % при 1000 и 1100 °С соответственно.

Монокристаллы сплава ВЖЛ22 + Ru с КГО <001> при температуре 20 °С, характеризуясь близким значением модуля упругости с монокристаллами сплава ВЖЛ22 с КГО <001> (120 и 125 ГПа соответственно), показали существенно более высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 950$ МПа, $\sigma_b = 1355$ МПа) и меньшие значения пластичности ($\delta = 10,5$ %), чем у сплава ВЖЛ22 ($\sigma_{0,2} = 855$ МПа, $\sigma_b = 1130$ МПа, $\delta = 17,5$ %).

Сплав ВЖЛ22 с <001> монокристаллической структурой в диапазоне температур 900–1050 °С при продолжительности испытаний до 1727 ч имеет следующие значения предела длительной прочности: $\sigma_{100}^{900} = 469$ МПа, $\sigma_{1000}^{900} = 292$ МПа, $\sigma_{100}^{1000} = 234$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000} = 149$ МПа, $\sigma_{100}^{1050} = 173$ МПа, $\sigma_{1000}^{1050} = 113$ МПа.

По характеристикам длительной прочности в интервале температур 900–1050 °С и базах до 1000 ч монокристаллический сплав ВЖЛ22 с пониженным содержанием рения (2 % (по массе)) не уступает серийному монокристаллическому сплаву ЖС32 с 4 % (по массе) рения в аналогичном структурном состоянии.

Сплав ВЖЛ22 + Ru с <001> монокристаллической структурой в диапазоне температур 900–1050 °С при продолжительности испытаний до 1577 ч имеет следующие значения предела длительной прочности: $\sigma_{100}^{900} = 544$ МПа, $\sigma_{1000}^{900} = 327$ МПа, $\sigma_{100}^{1000} = 268$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000} = 167$ МПа, $\sigma_{100}^{1050} = 195$ МПа, $\sigma_{1000}^{1050} = 123$ МПа.

Полученные данные показывают, что сплав ВЖЛ22 + Ru обладает более высокой длительной прочностью по сравнению со сплавом ВЖЛ22 во всем исследованном температурно-временном диапазоне. При этом с увеличением температуры и долговечности различия в значениях длительной прочности сокращаются.

Установлена высокая фазовая стабильность сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru при испытаниях на длительную прочность в диапазоне температур 900–1050 °С.

Список источников

1. Оспенникова О.Г. Стратегические направления создания новых жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Цветная металлургия. 2013. № 1. С. 31–34.
2. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1 (40). С. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
3. Nathal M.V. NASA and superalloys: a customer, a participant, and a referee // Superalloys 2008. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008. P. 13–19.
4. Low density, high creep resistant single crystal superalloys for turbine airfoils: pat. 7261783B1 US; appl. 22.09.04; publ. 28.08.07.
5. Глезер Г.М., Качанов Е.Б., Кишкин С.Т., Кулешова Е.А., Орехов Н.Г., Толорайя В.Н., Шапин Р.Е. Современные литейные жаропрочные сплавы для рабочих лопаток ГТД // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М: ВИАМ, 1994. С. 244–252.
6. Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. Т. 3. Литейные жаропрочные и интерметаллидные сплавы на никелевой основе. 192 с.
7. Whal J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 // Superalloys 2012. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 179–188.
8. Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristalliner erstarter Bauteile: pat. 10100790A1 Deutsches; appl. 10.01.01; publ. 18.07.02.

9. Second generation nickel base single crystal superalloy TMS-82+ (Developed under NIMS / Toshiba collaboration). 2004. URL: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: 27.11.2025).
10. Li J.R., Zhong Z.G., Liu S.Z. et al. A low-cost second-generation single crystal superalloy DD6 // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 777–783.
11. Bürgel R., Grossmann J., Lüsebrink O. et al. Development of a new alloy for directional solidification of large industrial gas turbine blades // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 25–34.
12. Расчет параметров жаропрочных никелевых сплавов: свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № RU 2019661855; заяв. 28.08.19; опубл. 10.09.19.
13. Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Луцкая С.А., Дмитриев Н.С. Конструирование коррозионно-стойкого жаропрочного никелевого сплава ВЖМ9 для монокристаллических лопаток газовых турбин // *Труды ВИАМ*. 2023. № 5 (123). С. 3–20. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20.
14. Самойлов А.И., Морозова Г.И., Кривко А.И., Афоничева О.С. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Материаловедение*. 2000. № 2. С. 14–17.
15. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacomp and its applications to alloy design // *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984. P. 523–532.
16. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines // *Materials for advanced engineering. Proceedings of Conference: in 2 part*. Liege: Kluwer, 1994. Part 2. P. 1055–1074.
17. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
18. Литейный жаропрочный сплав на никелевой основе и изделие, выполненное из него: пат. 2530932 С1 Рос. Федерация; заявл. 29.10.13; опубл. 20.10.14.
19. Lu F., Antonov S., Zheng Y. et al. Effect of Re on long-term creep behavior of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020. P. 218–227.
20. Huang M., Cheng Z., Xiong J. et al. Coupling between Re segregation and γ/γ' interfacial dislocations during high-temperature, low-stress creep of a nickel-based single-crystal superalloy // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 76. P. 294–305. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.03
21. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // *Rare Metals*. 2016. Vol. 35. Is. 2. P. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
22. Liliensten L., Kürnsteiner P., Mianroodi J.R. et al. Segregation of solutes at dislocations: A new alloy design parameter for advanced superalloys // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020. P. 41–51. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
23. Ding Q., Li S., Chen L.-Q. et al. Re segregation at interfacial dislocation network in nickel-base superalloys // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 154. P. 137–146. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.025.
24. Елютин Е.С. Разработка жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений с повышенной длительной прочностью для монокристаллических лопаток перспективных авиационных ГТД: дис. ... канд. техн. наук. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 200 с.
25. Epishin A.I., Link T., Nolze G. et al. Diffusion processes in multicomponent nickel base superalloy–nickel system // *The Physics of Metals and Metallography*. 2014. Vol. 115. No. 1. P. 21–29. DOI: 10.1134/S0031918X14010050.
26. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close-packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloys // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 767–776.
27. Cheng Y., Zhao X., Yue Q. et al. The nucleation of δ phases triggered by the stacking faults in a single crystal superalloy // *Materials Research Letters*. 2023. Vol. 11. No. 11. P. 957–963. DOI: 10.1080/201663831.2023.2272809.
28. Пигрова Г.Д., Рыбников А.И. Карбидные фазы в сплаве ЖС-32 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 12 (702). С. 21–23.
29. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // *Металлы*. 2016. № 4. С. 57–70.
30. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 15–24.

31. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 35–43.
32. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 98–115.
33. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
34. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
35. Song W., Wang X.G., Li J.G. et al. Effect of ruthenium on microstructure and high-temperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal superalloys // *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 772. P. 138646. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138646.
36. Bandorf J., Kirzinger A., Zenk C.H. et al. On the evolution of the γ/γ' lattice misfit and TCP phase precipitation in a highly alloyed single crystalline Ni-base superalloy // *Superalloys 2024*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2024. P. 73–83. DOI: 10.1007/978-3-031-63937-1_7.
37. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е. Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование. М.: ВИАМ, 2014. 368 с.
38. Битюцкая О.Н., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Кузьмина Н.А., Лонская Н.А. Структурные характеристики монокристаллических отливок и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2026. № 1 (155). С. 3–18. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.
39. Толорайя В.Н., Остроухова Г.А. Получение монокристаллических отливок с заданной аксиальной и азимутальной ориентациями // *Труды ВИАМ*. 2022. № 8 (114). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-3-13.
40. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгеновский и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 358 с.
41. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
42. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept // *High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications: Proceedings of Conference held in Liege (Belgium, 6–9 October 1986)*. Dordrecht: C.R.M., 1986. P. 935–944.
43. Ryczak F., Devrient B., Mughrabi H. The effects of different alloying elements on the thermal expansion coefficients, lattice constants and misfit of nickel-based superalloys investigated by X-ray diffraction // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 827–836.
44. Reed R.C., Yeh A.C., Tin S. et al. Identification of the partitioning characteristics of ruthenium in single crystal superalloys using atom probe tomography // *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 51. P. 27–33. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.019.
45. Ковпак В.И. Прогнозирование жаропрочности металлических материалов. Киев: Наукова Думка, 1981. 240 с.
46. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Елютин Е.С. Усовершенствование химического состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью. Часть 2 // *Труды ВИАМ*. 2021. № 4 (98). С. 3–15. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
47. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Назаркин Р.М. и др. Сегрегация легирующих элементов в направленно закристаллизованных жаропрочных никелевых сплавах, содержащих рений и рутений // *Вопросы материаловедения*. 2015. № 1 (81). С. 27–37.
48. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Парфенович П.И. Конструирование литейных жаропрочных никелевых сплавов с поликристаллической структурой // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 2 (752). С. 47–55.

49. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996. Vol. 27. No. 3. P. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
50. Epishin A., Link T., Brückner U. Microstructural stability of CMSX-4 and CMSX-10 under high temperature creep conditions // *Materials for Advanced Power Engineering*. Jülich, FZ Jülich, 2006. P. 507–520.

References

1. Ospennikova O.G. Strategic directions for the creation of new heat-resistant materials and technologies for their production for aircraft engine building. *Tsvetnaya metallurgiya*, 2013, no. 1, pp. 31–34.
2. Ospennikova O.G. Tendencies of development of heat-resistant nickel alloys of low density with polycrystalline and single-crystal structures (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 1 (40), pp. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
3. Nathal M.V. NASA and superalloys: a customer, a participant, and a referee. *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008, pp. 13–19.
4. *Low density, high creep resistant single crystal superalloys for turbine airfoils*: pat. 7261783B1 US; appl. 22.09.04; publ. 28.08.07.
5. Glezer G.M., Kachanov E.B., Kishkin S.T. et al. Modern cast heat-resistant alloys for gas turbine engine blades. *Aviation materials at the turn of the 20th–21st centuries*. Moscow: VIAM, 1994, pp. 244–252.
6. *Aviation materials: a handbook in 13 vols*. Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and add. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022. Vol. 3: Cast heat-resistant and intermetallic nickel-based alloys, 192 p.
7. Whal J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8. *Superalloys 2012*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012, pp. 179–188.
8. *Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristalliner erstarter Bauteile*: pat. 10100790A1 Deutsches; appl. 10.01.01; publ. 18.07.02.
9. *Second generation nickel base single crystal superalloy TMS-82+ (Developed under NIMS / Toshiba collaboration)*, 2004. Available at: <http://sakimori.nims.go.jp> (accessed: November 27, 2025).
10. Li J.R., Zhong Z.G., Liu S.Z. et al. A low-cost second-generation single crystal superalloy DD6. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 777–783.
11. Bürgel R., Grossmann J., Lüsebrink O. et al. Development of a new alloy for directional solidification of large industrial gas turbine blades. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 25–34.
12. *Calculation of parameters of heat-resistant nickel alloys*: Certificate of state registration of computer program No. RU 2019661855; appl. 28.08.19; publ. 10.09.19.
13. Petrushin N.V., Rimsha E.G., Luts kaya S.A., Dmitriev N.S. Design of corrosion-resistant nickel-based superalloy VZHM9 for single crystal gas turbine blades. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), pp. 3–20. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20.
14. Samoilov A.I., Morozova G.I., Krivko A.I., Afonicheva O.S. Analytical method for optimization of alloying of heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 14–17.
15. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacomp and its applications to alloy design. *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984, pp. 523–532.
16. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines. *Materials for advanced engineering. Proceedings of Conference*: in 2 parts. Liege: Kluwer, 1994, part 2, pp. 1055–1074.
17. Kablov E.N., Golubovsky E.R. *Heat resistance of nickel alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 464 p.
18. *Cast heat-resistant nickel-based alloy and products made from it*: pat. 2530932 C1 Rus. Federation; appl. 29.10.13; publ. 20.10.14.
19. Lu F., Antonov S., Zheng Y. et al. Effect of Re on long-term creep behavior of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020, pp. 218–227.

20. Huang M., Cheng Z., Xiong J. et al. Coupling between Re segregation and γ/γ' interfacial dislocations during high-temperature, low-stress creep of a nickel-based single-crystal superalloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 76, pp. 294–305. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.03
21. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, is. 2, pp. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
22. Lilensten L., Kürnsteiner P., Mianroodi J.R. et al. Segregation of solutes at dislocations: A new alloy design parameter for advanced superalloys. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020, pp. 41–51. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
23. Ding Q., Li S., Chen L.-Q. et al. Re segregation at interfacial dislocation network in nickel-base superalloys. *Acta Materialia*, 2018, vol. 154, pp. 137–146. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.025.
24. Elyutin E.S. *Development of heat-resistant nickel alloys of the 5th and 6th generations with increased long-term strength for single-crystal blades of promising aircraft gas turbine engines*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 200 p.
25. Epishin A.I., Link T., Nolze G. et al. Diffusion processes in multicomponent nickel base superalloy–nickel system. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 1, pp. 21–29. DOI: 10.1134/S0031918X14010050.
26. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close-packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloys. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 767–776.
27. Cheng Y., Zhao X., Yue Q. et al. The nucleation of δ phases triggered by the stacking faults in a single crystal superalloy. *Materials Research Letters*, 2023, vol. 11, no. 11, pp. 957–963. DOI: 10.1080/201663831.2023.2272809.
28. Pigrova G.D., Rybnikov A.I. Carbide phases in the alloy ZhS-32. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 12 (702), pp. 21–23.
29. Petrushin N.V., Visik E.M., Gorbovets M.A., Nazarkin R.M. Structural-phase characteristics and mechanical properties of heat-resistant nickel-rhenium-containing alloys with intermetallic carbide strengthening. *Metally*, 2016, no. 4, pp. 57–70.
30. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 15–24.
31. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 35–43.
32. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L. Computer design of a heat-resistant nickel alloy of the 4th generation for single-crystal gas turbine blades. *Casting heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Science, 2006, pp. 98–115.
33. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
34. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 2. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 3–22. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 30, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
35. Song W., Wang X.G., Li J.G. et al. Effect of ruthenium on microstructure and high-temperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 772, pp. 138646. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138646.
36. Bandorf J., Kirzinger A., Zenk C.H. et al. On the evolution of the γ/γ' lattice misfit and TCP phase precipitation in a highly alloyed single crystalline Ni-base superalloy. *Superalloys 2024*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2024, pp. 73–83. DOI: 10.1007/978-3-031-63937-1_7.
37. Sidorov V.V., Kablov D.E., Rigin V.E. *Metallurgy of cast heat-resistant alloys: technology and equipment*. Moscow: VIAM, 2014, 368 p.
38. Bityutskaya O.N., Petrushin N.V., Visik E.M., Kuzmina N.A., Lonskaya N.A. Structural characteristics of monocrystalline castings and mechanical properties of nickel-based superalloys with low rhenium content. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 1 (155), pp. 3–18. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.

39. Toloraya V.N., Ostroukhova G.A. Production of single-crystal castings with a given axial and azimuthal orientations. *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-3-13.
40. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis*. Moscow: MISiS, 2002, 358 p.
41. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
42. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept. *High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications: Proceedings of Conference held in Liege (Belgium, 6–9 October 1986)*. Dordrecht: C.R.M., 1986, pp. 935–944.
43. Pyczak F., Devrient B., Mughrabi H. The effects of different alloying elements on the thermal expansion coefficients, lattice constants and misfit of nickel-based superalloys investigated by X-ray diffraction. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 827–836.
44. Reed R.C., Yeh A.C., Tin S. et al. Identification of the partitioning characteristics of ruthenium in single crystal superalloys using atom probe tomography. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 51, pp. 27–33. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.019.
45. Kovpak V.I. *Prediction of heat resistance of metallic materials*. Kyiv: Naukova Dumka, 1981. 240 p.
46. Petrushin N.V., Visik E.M., Elyutin E.S. Improvement of the chemical composition and structure of castable nickel-base superalloy with low density. Part 2. *Trudy VIAM*, 2021, no. 4 (98), pp. 3–15. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 24, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
47. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified heat-resistant nickel alloys containing rhenium and ruthenium. *Voprosy materialovedeniya*, 2015, no. 1 (81), pp. 27–37.
48. Kablov E.N., Petrushin N.V., Parfenovich P.I. Design of cast heat-resistant nickel alloys with polycrystalline structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2018, no. 2 (752), pp. 47–55.
49. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, no. 3, pp. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
50. Epishin A., Link T., Brückner U. Microstructural stability of CMSX-4 and CMSX-10 under high temperature creep conditions. *Materials for Advanced Power Engineering*. Jülich, FZ Jülich, 2006, pp. 507–520.

Информация об авторах

Петрушин Николай Васильевич, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Битюцкая Ольга Николаевна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Висик Елена Михайловна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чабина Елена Борисовна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Nikolay V. Petrushin, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Olga N. Bityutskaya, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Elena M. Visik, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Elena B. Chabina, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.03.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.03.2026.

The article was submitted 05.03.2026; approved and accepted for publication after reviewing 13.03.2026.

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-23-32

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И ХАРАКТЕРИСТИКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

К.В. Дульнев¹, Г.С. Севальнев¹, Е.И. Ульянов¹, К.Д. Обливанцев¹

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

Аннотация. Проведены исследования микроструктуры, твердости и трибологических свойств высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса. Установлено, что структура стали состоит из мартенсита и остаточного аустенита, а также избыточных нитридных фаз. Твердость стали по шкале Роквелла составляет 48,5–52,5 HRC, а по шкале Виккерса 580–640 HV₅. Проведены трибологические испытания, по результатам которых получен минимальный средний коэффициент трения 0,45, а также минимальная интенсивность изнашивания $0,7 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$.

Ключевые слова: высокоазотистые стали, сверхравновесное содержание азота, термическая обработка, микроструктура, твердость, конструкционные стали

Для цитирования: Дульнев К.В., Севальнев Г.С., Ульянов Е.И., Обливанцев К.Д. Термическая обработка и ее влияние на структуру и характеристики работоспособности высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 23–32. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-23-32.

Scientific article

HEAT TREATMENT AND ITS INFLUENCE ON THE STRUCTURE AND PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF HIGH STRENGTH HIGH-NITROGEN MARTENSITIC STRUCTURAL STEEL

K.V. Dulnev¹, G.S. Sevalnev¹, E.I. Ulyanov¹, K.D. Oblivantsev¹

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

Abstract. The work studies the microstructure, hardness, and tribological properties of a high-strength, high-nitrogen, martensitic-class structural steel. It has been found that the steel's structure consists of martensite, residual austenite, and excess nitride phases. The steel's hardness on the Rockwell scale ranges from 48,5 to 52,5 HRC, and on the Vickers scale it ranges from 580 to 640 HV₅. Tribological tests were conducted, resulting in a minimum average coefficient of friction of 0,45 and a minimum wear rate of $0,7 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$.

Keywords: high nitrogen steels, super-equilibrium nitrogen content, heat treatment, microstructure, hardness, construction steel

For citation: Dulnev K.V., Sevalnev G.S., Ulyanov E.I., Oblivantsev K.D. Heat treatment and its influence on the structure and performance characteristics of high strength high-nitrogen martensitic structural steel. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 23–32. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-23-32.

Введение

В настоящее время в современном машино- и авиастроении ведется разработка новых машин и технологических комплексов. Тенденция их развития связана с минимизацией массы конструкций при сохранении их надежности, увеличением ресурса работы ответственных узлов, а также расширением диапазона рабочих температур и нагрузок [1–3]. Особенно актуальны эти требования для авиационной отрасли, где зачастую традиционные материалы достигают пределов своих эксплуатационных возможностей. В этих условиях особое значение приобретают высокопрочные стали мартенситного класса, которые благодаря современным методам легирования и термической обработки могут демонстрировать уникальное сочетание прочностных и пластических характеристик.

Для обеспечения требований по свойствам при проектировании новых узлов и агрегатов используют углеродистые легированные стали. Высокое содержание углерода, а также легирование такими элементами, как хром, молибден, вольфрам, титан, ванадий, приводит к формированию в структуре крупноразмерных избыточных фаз остроугольной морфологии, что приводит к снижению прочностных и пластических характеристик, износостойкости и контактной выносливости, а также ресурса работы изделия и его надежности [4]. В этом контексте особый интерес представляет новое направление в развитии сталей – введение в их химический состав азота, который, являясь сильным аустенитообразующим элементом, позволяет принципиально по-новому подходить к проектированию сталей с заданным комплексом свойств.

Преимущества легирования азотом носят многоаспектный характер:

- азот (в отличие от углерода) не способствует образованию грубых карбидных фаз, что положительно сказывается на сопротивлении хрупкому разрушению;
- азот существенно повышает коррозионную стойкость стали, что особенно важно для эксплуатации в агрессивных средах;
- мартенсит, легированный азотом, демонстрирует повышенную термическую стабильность, что расширяет технологические возможности управления структурой и свойствами материала в процессе термической обработки;
- легирование азотом позволяет достичь исключительного сочетания прочности и пластичности, недостижимого для традиционных высокоуглеродистых сталей [5–7].

Однако процесс производства высокоазотистых сталей сопряжен с рядом существенных технологических трудностей, обусловленных физико-химическими особенностями азота как легирующего элемента. Основная сложность заключается в ограниченной растворимости азота в жидком железе – при атмосферном давлении она не превышает 0,045 % даже при температурах ~ 1600 °С. Повышению растворимости азота способствует применение избыточного парциального давления газового азота на ванну расплава при проведении электрошлакового переплава или плазменно-дугового переплава [8].

Несмотря на сложности получения высокоазотистых сталей, их использование и исследование являются крайне перспективными. Особенно перспективно применение высокоазотистых сталей мартенситного класса в условиях сложного нагружения, включая циклические и ударные нагрузки. Это касается таких ответственных применений, как детали авиационных двигателей, элементы силового набора летательных аппаратов, роторы энергетических турбин, детали подвески высокоскоростного транспорта [9]. Однако эксплуатационные характеристики этих материалов в решающей степени зависят от правильно подобранных режимов термической обработки, которые определяют фазовый состав, дисперсность структурных составляющих и характер распределения легирующих элементов.

В рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ ведутся разработки новых азотистых и высокоазотистых сталей мартенситного и аустенитного класса. Азот в этих сталях способен заменить углерод как элемент внедрения, а также дорогостоящие легирующие элементы, такие как никель, кобальт, титан, вольфрам и др. [10, 11]. Введение высоких концентраций азота (в том числе свыше возможных при атмосферном давлении) позволяет достичь высоких прочностных характеристик наряду с высокой пластичностью за счет образования мелкоигольчатого мартенсита, насыщенного углеродом и азотом, а также мелкодисперсных избыточных фаз (карбонитридов <3 мкм) различной стехиометрии [12, 13].

В данной работе проводится исследование влияния различных режимов термической обработки на микроструктуру, твердость и трибологические характеристики высокоазотистой конструкционной стали мартенситного класса.

Материалы и методы

Объектом исследования являются образцы, изготовленные из горячекатаных листов высокопрочной экономнолегированной высокоазотистой стали мартенситного класса системы легирования Cr–Ni–Si–Mo–Mn–V, предназначенной для работы в условиях высокоскоростного ударно-волнового нагружения. Содержание азота в стали достигает $N = 0,15\text{--}0,17\%$. Образцы подвергали термической обработке по схеме «закалка + низкий отпуск», характерной для сталей данного класса [14–16]. Закалку проводили с целью получения мартенситной структуры, последующий низкий отпуск необходим для снятия остаточных напряжений.

Исследование микроструктуры проводили методом оптической микроскопии при помощи оптического микроскопа с максимальной разрешающей способностью увеличения до $\times 1000$, а также методами электронной сканирующей микроскопии и просвечивающей микроскопии с использованием сканирующего электронного микроскопа и просвечивающего электронного микроскопа соответственно. Исследования на сканирующем электронном микроскопе осуществляли в режиме вторичных и обратно-отраженных электронов при рабочих увеличениях $\times 2500$ и ускоряющем напряжении 15 кВ с приставкой для проведения рентгеноспектрального микроанализа.

Исследование фазового состава осуществляли методом рентгенофазового и магнитного анализа. Построение дифрактограмм выполняли при помощи дифрактометра с использованием медной трубки в K_α -излучении. Расшифровку дифрактограмм осуществляли с использованием встроенного программного обеспечения.

Магнитный анализ проводили на установке баллистического типа по методу Штеблейна. Магнитный поток измеряли при помощи флюксметра во время прохождения между индукционными катушками образца заданного размера и постоянного сечения. Далее проводили пересчет полученных данных в намагниченность насыщения, по которой проводили определение содержания магнитной фазы в образцах.

Анализ твердости образцов после термической обработки проводили на универсальных твердомерах по методам Виккерса с нагрузкой 50 Н и Роквелла по стандартным методикам.

Испытания для определения трибологических характеристик проводили по схеме «стержень–диск» в условиях сухого скольжения при нагрузке 10 Н. В качестве контртела использовали шарик диаметром 6 мм из стали марки ШХ15-ШД. При помощи встроенного программного обеспечения фиксировали изменение положения контртела относительно образца, а также изменение коэффициента трения скольжения.

По результатам испытаний определяли интенсивность изнашивания, для расчета которой использовали следующую формулу [14]:

$$W = S \frac{l}{P \cdot L},$$

где W – интенсивность изнашивания образца, $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$; l – длина окружности дорожки износа, мм ; S – площадь сечения канавки износа, мм^2 ; P – нагрузка, Н ; L – путь трения, м .

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

Результаты и обсуждение

Для определения температурного интервала проведения закалки необходимо понимать, какие структурные изменения предположительно возможны в стали при нагреве. С этой целью проведены термические исследования методом дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 1). Анализ термокинетической кривой методом касательных позволил установить температуру полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения $A_{c3} = 850^\circ\text{C}$, а также выявлена эндотермическая реакция в интервале температур $850\text{--}970^\circ\text{C}$. Данная реакция предположительно связана с выделением избыточных фаз. При более высоких температурах в интервале $970\text{--}1080^\circ\text{C}$ выявлена экзотермическая реакция, связанная с растворением избыточных фаз. По результатам анализа термограммы наибольший интерес для проведения исследований представляет диапазон температур закалки $900\text{--}1110^\circ\text{C}$.

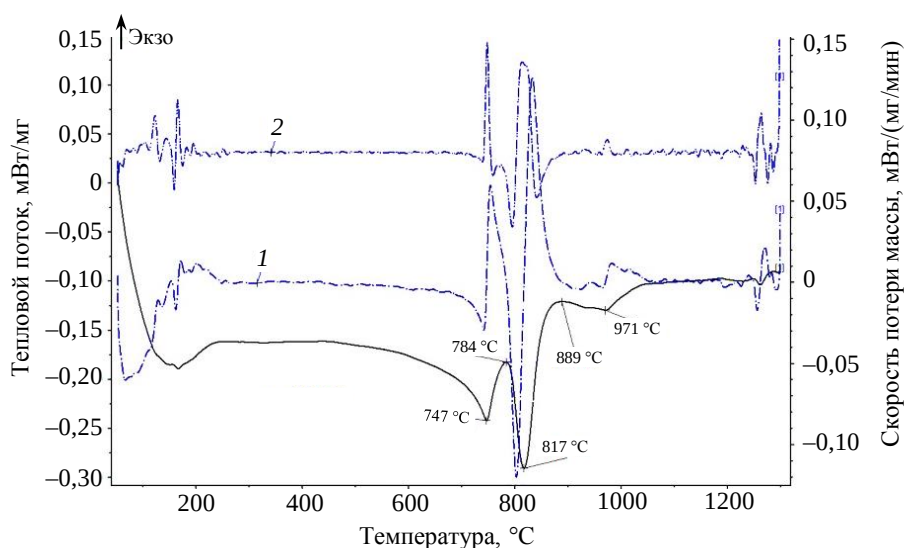


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма нагрева высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали (1 – первая производная, 2 – вторая производная)

Анализ микроструктуры термически обработанных образцов методом оптической микроскопии позволил установить, что структура образцов состоит из мартенсита и аустенита, а также мелкодисперсных избыточных фаз (рис. 2). Установлено, что увеличение температуры закалки приводит к снижению степени дисперсности мартенситных игл. В диапазоне температур закалки $900\text{--}975^\circ\text{C}$ в структуре наблюдаются равномерно распределенные избыточные нитридные фазы [14], а увеличение температуры закалки до 1110°C приводит к снижению их содержания вследствие растворения в мартенситной матрице.

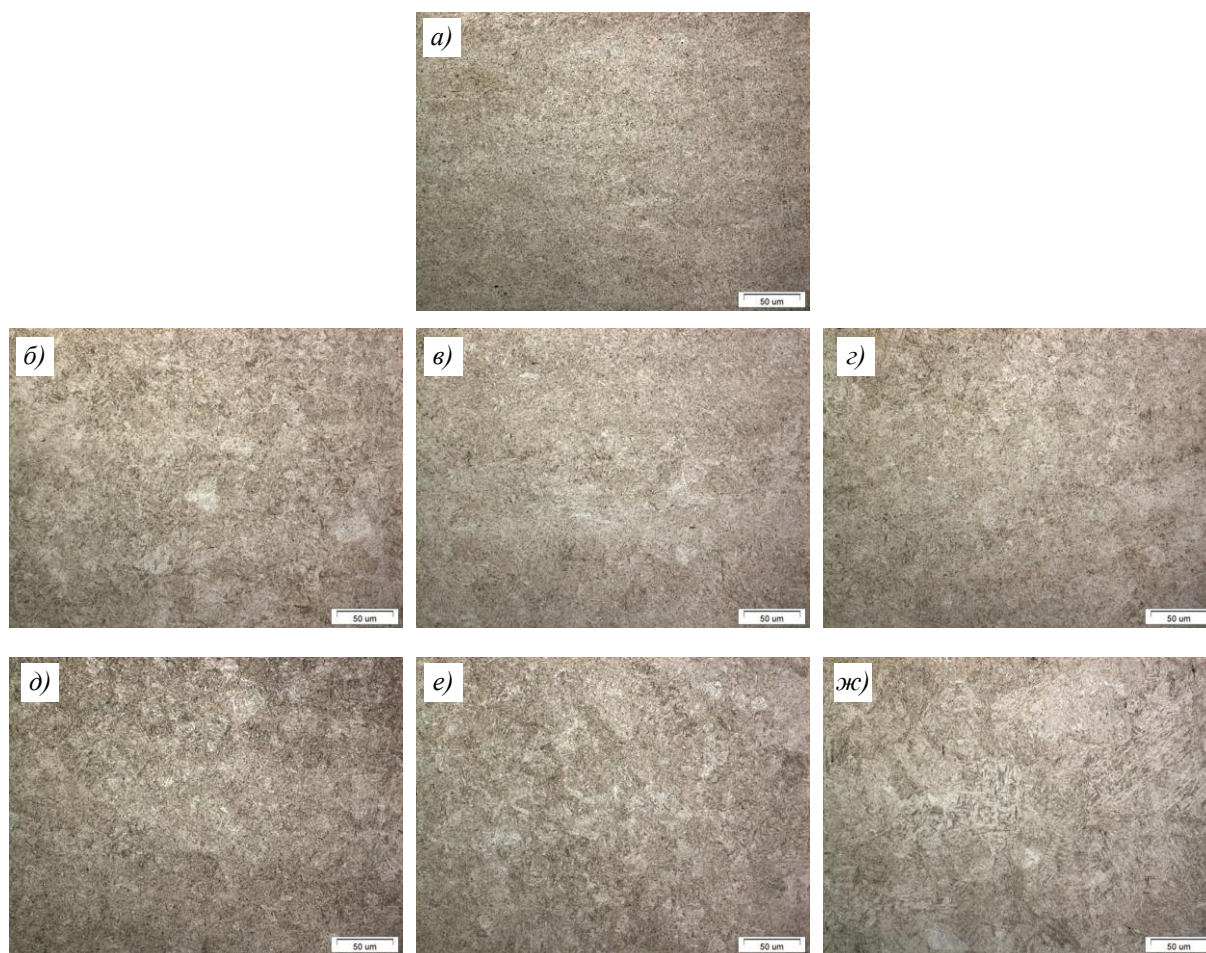


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) образцов после закалки с температур 900 (а), 950 (б), 975 (в), 1020 (г), 1080 (е) и 1110 °C (ж)

Анализ избыточных фаз методом электронно-зондового микроанализа выявил, что в материале наблюдаются частицы мелкодисперсной фазы (рис. 3, а) размером $\sim 0,1$ мкм, обогащенные (по данным качественного электронно-зондового микроанализа) ванадием. Содержатся также неметаллические включения (буква «н» на рис. 3, б), являющиеся типичными для стали оксидами алюминия, кремния и кальция.

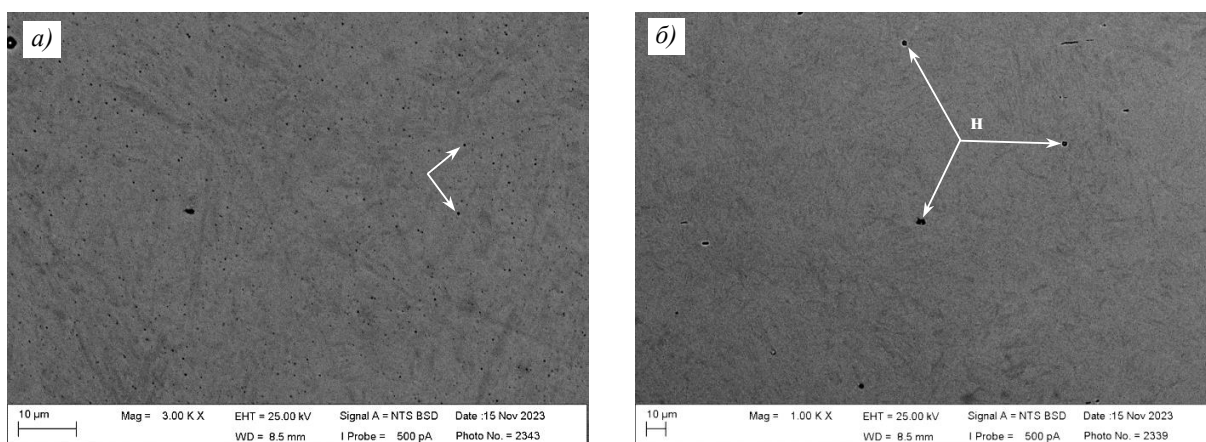


Рис. 3. Микроструктура (а) и места электронно-зондового микроанализа (б) образца из высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали

Анализ структуры стали методом просвечивающей микроскопии выявил в части пластин мартенсита микродвойники (указаны стрелками) шириной 3–30 нм (рис. 4, а). При больших увеличениях различаются тонкие прослойки аустенита (рис. 4, б). Наличие аустенита также подтверждается электронограммами, на которых присутствуют размытые рефлексы, соответствующие кристаллической решетке твердого раствора γ -Fe (рис. 4, в).

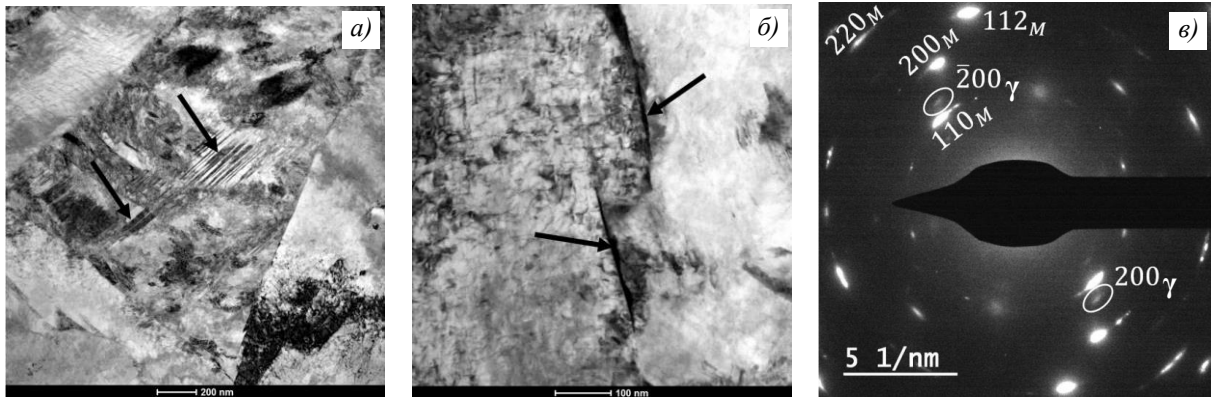


Рис. 4. Структура образца высокопрочной высокоазотистой стали (а, б) и ее электронограмма (в)

Анализ фазового состава магнитным методом выявил увеличение содержания магнитной фазы при увеличении температуры закалки (рис. 5). Причем в интервале температур 900–975 °С процентное содержание магнитной фазы на 4–7 % меньше по сравнению с образцами после закалки в интервале температур 1020–1110 °С в связи с растворением избыточных фаз в твердорастворной матрице и стабилизацией α -фазы за счет ванадия и хрома.

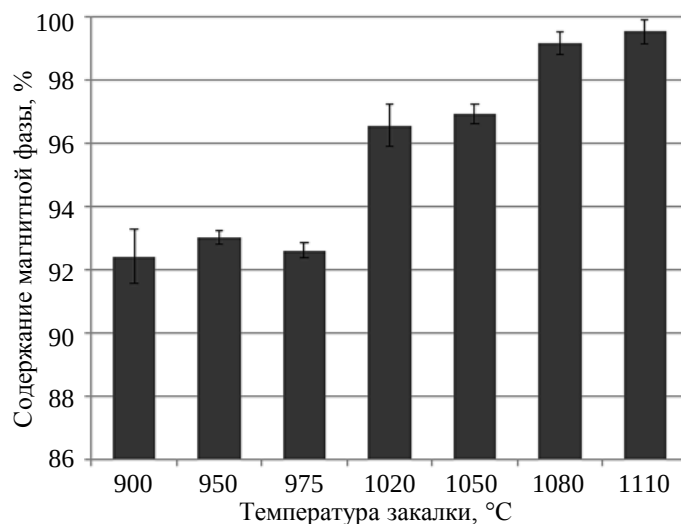


Рис. 5. Результаты исследования фазового состава по методу Штеблеяна

Полученные результаты подтверждаются исследованиями рентгенофазового анализа. В интервале температур 900–975 °С на дифрактограммах заметны пики немагнитной γ -фазы, подтверждающие наличие аустенита в микроструктуре стали, в то время как в диапазоне температур 1020–1110 °С данные пики отсутствуют, а на рентгенограмме присутствуют только пики кристаллической решетки α -фазы (рис. 6).

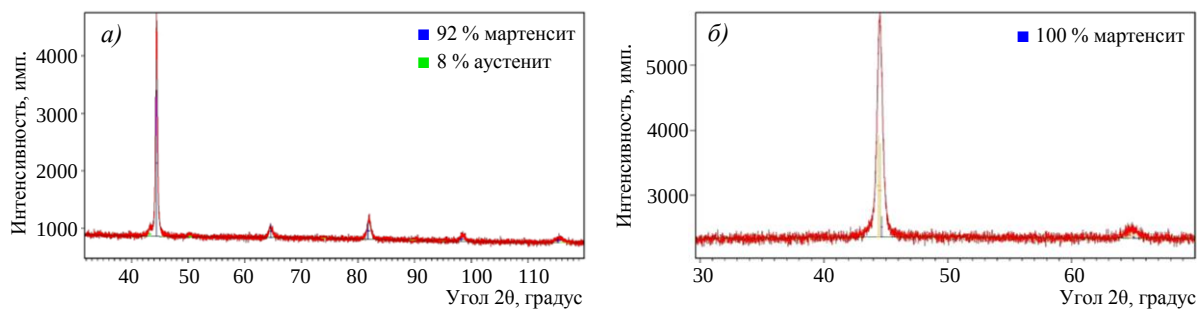


Рис. 6. Дифрактограммы высокопрочной высокоазотистой стали в интервале температур 900–975 (а) и 1020–1110 °С (б)

Оценку характеристик работоспособности стали проводили при помощи дюрометрических и трибологических испытаний. По результатам дюрометрического анализа методом Роквелла (рис. 7, а) получено, что с увеличением температуры закалки до 1050 °С вследствие растворения избыточных фаз происходит увеличение твердости с 50,5 до 52,5 HRC. При температуре закалки 1020 °С наблюдается снижение твердости. При данной температуре происходит начало растворения избыточных фаз, и, как следствие, твердорастворная матрица недостаточно насыщена хромом и ванадием, которые приводят к ее упрочнению. Повышение температуры закалки до 1110 °С приводит к снижению твердости вследствие увеличения размера зерна, что становится возможным из-за растворения избыточных фаз, способных сдерживать рост зерен. Практически аналогичная картина наблюдается при измерении твердости методом Виккерса (рис. 7, б) со смещением максимальной твердости к температуре закалки 1020 °С.

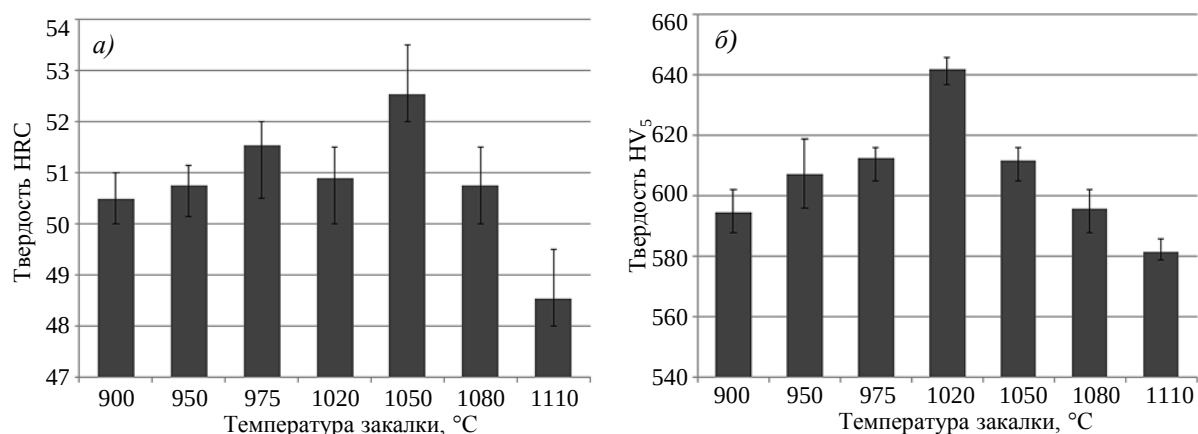


Рис. 7. Результаты дюрометрического анализа по Роквеллу (а) и Виккерсу (б)

Испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения высокопрочной высокоазотистой стали позволили установить, что в зависимости от температуры закалки сталь имеет различные коэффициенты трения, так как данный показатель относится к структурно-чувствительным величинам (рис. 8, а). Начиная с температуры закалки 900 °С происходит значительное снижение значения коэффициента трения – с 0,625 до 0,45. Ранее в работе [14] установлено, что на снижение значений коэффициента трения значительное влияние оказывает фазовый состав, а именно – содержание аустенита, стабилизированного углеродом и азотом. Активное перераспределение легирующих элементов происходит также при температуре 950 °С ввиду преобразования z-фазы (Cr, V)N в нитрид ванадия VN, что приводит к дополнительному упрочнению твердого раствора. Как видно из данных графика на рис. 8, б, при температурах закалки 950 и 975 °С реализуется наименьшая интенсивность изнашивания – соответственно

$0,7 \cdot 10^{-4}$ и $0,75 \cdot 10^{-4}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. Дальнейшее увеличение температуры закалки до интервала 1020–1100 °С привело к увеличению как коэффициента трения до значений 0,53–0,7, так и интенсивности изнашивания в 1,6–2,4 раза – до $(2\text{--}2,8) \cdot 10^{-4}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. Несмотря на увеличение твердости, увеличение интенсивности изнашивания и коэффициента трения связано со снижением трещиностойкости высокопрочной высокоазотистой стали.

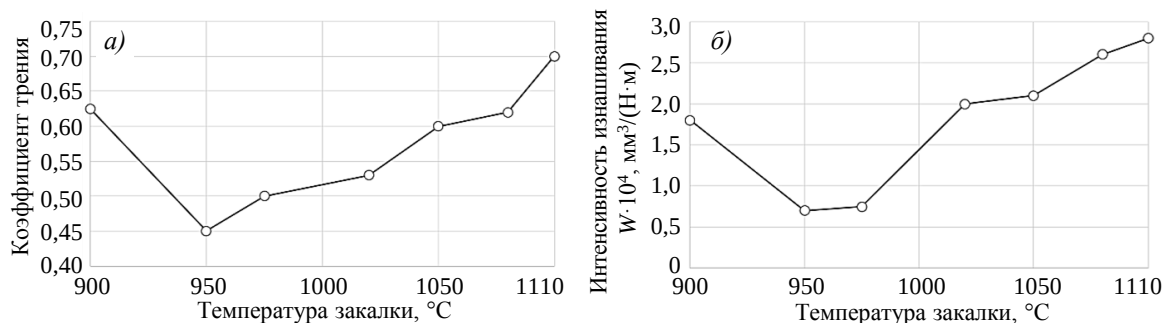


Рис. 8. Изменение коэффициента трения (а) и интенсивности изнашивания образцов (б) при испытании на изнашивание в условиях сухого трения скольжения высокопрочной высокоазотистой конструкционной стали в зависимости от температуры закалки

Заключения

Легирование азотом является перспективным направлением в области развития конструкционных сталей, работающих в условиях высоких динамических и статических нагрузок, а также при трибосопряжении. При выборе оптимальной термической обработки данные стали показывают высокие прочностные и пластические характеристики, а также высокие показатели износостойкости. Высокоазотистые стали могут найти широкое распространение при проектировании и изготовлении тяжело нагруженных деталей и узлов машин.

Анализ термограммы, полученной в результате дифференциальной сканирующей калориметрии, позволил установить температуру полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения $A_{c3} = 850$ °С, а также выявить интервалы температур с выделением избыточных фаз (850–970 °С) и их растворением (970–1080 °С).

Результаты исследования микроструктуры позволили установить, что после закалки и низкого отпуска структура высокопрочной высокоазотистой стали состоит из мартенсита, остаточного аустенита, а также мелкодисперсных избыточных фаз. Причем с увеличением температуры закалки степень дисперсности мартенсита снижается, а также происходит растворение избыточных фаз в твердорастворной матрице.

Исследования фазового состава выявили наличие остаточного аустенита в интервале температур 900–975 °С, которое составляет ~8 %. Полученные данные подтверждаются результатами магнитного анализа.

Проведены трибологические испытания в условиях сухого трения скольжения. По результатам испытаний получено, что наименьшим коэффициентом трения и наименьшей интенсивностью изнашивания обладает образец после закалки с температуры 950 °С. Средний коэффициент трения при этом составляет 0,45, а интенсивность изнашивания $0,7 \cdot 10^{-4}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, что в 1,5–3 раза ниже по сравнению с другими температурами закалки.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.

3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
4. 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.
5. Terent'ev V.F., Prosvirnin D.V., Seval'neva T.G. et. al. Structural state and mechanical behavior of Fe–Cr–Ni maraging steels // Russian metallurgy (Metally). 2020. Vol. 2020. Is. 4. P. 426–433.
6. Гончаревская Д.А. Химико-термическая обработка сталей со сверхравновесной концентрацией азота // Политехнический молодежный журнал. 2020. № 8 (49). DOI: 10.18698/2541-8009-2020-08-636.
7. Blinov V.M., Lukin E.I., Blinov E.V. et al. Tensile Fracture of Austenitic Corrosion-Resistant Steels with an Overequilibrium Nitrogen Content and Various Vanadium Contents // Russian Metallurgy (Metally). 2021. Vol. 2021. Is. 10. P. 1265–1269. DOI: 10.1134/S0036029521100062.
8. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Проф. Марин Дринов, 1995. 272 с.
9. 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). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
10. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
11. Гудремон Э. Специальные стали. Изд. второе. Перевод с нем. М.: Металлургия, 1966. 1274 с.
12. 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.
13. Trojahn W., Streit E., Chin H., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // Bearing steels: into the 21-st century: ASTM STP 1327 / eds. J.J.C. Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998. 440 p.
14. Востриков А.В., Севальнев Г.С., Банных И.О. и др. Эволюция микроструктуры, твердости и триботехнических свойств экономнолегированной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). С. 3–14. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.
15. Севальнев Г.С., Громов В.И., Дульнев К.В., Севальнева Т.Г. Контактная выносливость азотистых аустенито-мартенситных сталей с различным механизмом упрочнения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-3-14.
16. Крылов С.А., Макаров А.А., Дружнов М.А. Исследование высокопрочной низколегированной стали со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-3-13.

References

1. Kablov E.N. What to Make the Future of? New-Generation Materials, Technologies for Their Creation and Processing – the Basis of Innovations. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
2. Kablov E.N. New-Generation Materials – the Basis of Innovations, Technological Leadership, and National Security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Kablov E.N. New-Generation Materials and Digital Technologies for Their Processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
4. 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 tekhnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

5. Terent'ev V.F., Prosvirnin D.V., Seval'neva T.G. et. al. Structural state and mechanical behavior of Fe–Cr–Ni maraging steels. *Russian metallurgy (Metally)*, 2020, vol. 2020, is. 4, pp. 426–433.
6. Goncharevskaya D.A. Chemical-thermal treatment of steels with super-equilibrium nitrogen concentration. *Politekhnicheskii molodezhnyi zhurnal*, 2020, no. 8 (49). DOI: 10.18698/2541-8009-2020-08-636.
7. Blinov V.M., Lukin E.I., Blinov E.V. et al. Tensile Fracture of Austenitic Corrosion-Resistant Steels with an Overequilibrium Nitrogen Content and Various Vanadium Contents. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021, vol. 2021, is. 10, pp. 1265–1269. DOI: 10.1134/S0036029521100062.
8. Rashev Ts.V. *High-nitrogen steels. Pressure metallurgy*. Sofia: Prof. Marin Drinov, 1995, 272 p.
9. 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), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
10. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
11. Gudremon E. *Special steels*. Second ed. Trans. from Germ. Moscow: Metallurgiya, 1966, 1274 p.
12. Bakradze M.M., Voznesenskaya N.M., Leonov A.V., Krylov S.A., Tonysheva O.A. Development and research of high-strength corrosion-resistant steel for bearing parts. *Metallurg*, 2019, no. 11, pp. 39–44.
13. Trojahn W., Streit E., Chin H., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. *Bearing steels: into the 21-st century*: ASTM STP 1327 / eds. J.J.C. Hoo, W.B. Green. American Society for Testing Material, 1998, 440 p.
14. Vostrikov A.V., Sevalnev G.S., Bannykh I.O., Vlasov I.I., Romanenko D.N., Dulnev K.V. Micro-structure, hardness and tribotechnical properties evolution of economically alloyed high nitrogen martensitic steel. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), pp. 3–14. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.
15. Sevalnev G.S., Gromov V.I., Dulnev K.V., Sevalneva T.G. Contact endurance of nitrogenous austenitic-martensitic steels with different hardening mechanism. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-3-14.
16. Krylov S.A., Makarov A.A., Druzhnov M.A. Study of high-strength low-alloy steel with super-equilibrium nitrogen content. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-3-13.

Информация об авторах

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

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

Ульянов Егор Ильич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Обливанцев Кирилл Дмитриевич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Egor I. Ulyanov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Kirill D. Oblivantsev, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.07.2025.

The article was submitted 17.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 25.07.2025.

Научная статья

УДК 669.1.017

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-33-43

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ 21НКМТ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ВОЛНОВЫХ ГИРОСКОПАХ

Д.Ю. Нефедкин¹, Г.С. Севальнев¹

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

Аннотация. Рассмотрено формирование структурно-фазового состояния стали 21НКМТ, благодаря которому реализуются высокие значения добротности (>20000 усл. ед.) колебательной системы резонирующего элемента гироскопа. Показано, что значения добротности резонатора не имеют прямой зависимости от твердости и коэрцитивной силы стали. При этом формирование необходимой двухфазной (α - γ)-структуры в стали 21НКМТ в процессе старения при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ сопровождается резким повышением коэрцитивной силы, а изменение структуры в процессе второго старения при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к увеличению микротвердости реверсивного аустенита на 8 %.

Ключевые слова: сталь 21НКМТ, мартенситно-стареющая сталь, магнитные свойства, твердость, структура, добротность, волновой твердотельный гироскоп

Для цитирования: Нефедкин Д.Ю., Севальнев Г.С. Исследование структурно-фазового состояния стали 21НКМТ для использования в твердотельных волновых гироскопах // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 33–43. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-33-43.

Scientific article

STUDY OF THE STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION OF 21NKMT STEEL FOR USE IN SOLID-STATE WAVE GYROSCOPES

D.Yu. Nefedkin¹, G.S. Sevalnev¹

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 shows the formation of the structural and phase state of 21NKMT steel, due to which high Q -factor values (>20000) of the oscillatory system of the resonating element of the gyroscope are realized. It is shown that the Q -factor values of the resonator do not directly depend on the hardness and coercive force of the steel. At the same time, the formation of the necessary two-phase α - γ structure in 21NKMT steel during aging at $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ is accompanied by a sharp increase in coercive force, and a change in the structure during the second aging at $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ leads to an increase in the microhardness of the reversible austenite by 8 %.

Keywords: 21NKMT steel, maraging steel, magnetic properties, hardness, structure, Q -factor, solid-state wave gyroscope

For citation: Nefedkin D.Yu., Sevalnev G.S. Study of the structural and phase composition of 21NKMT steel for use in solid-state wave gyroscopes. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 33–43. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-33-43.

Введение

В настоящее время приобретает актуальность создание материалов с высоким уровнем и температурным постоянством физико-механических и специальных свойств [1, 2]. Данные материалы находят широкое применение при создании чувствительных элементов приборов в инерциальных навигационных системах, поскольку к таким приборам предъявляются особые требования по надежности работы, стабильности в широком интервале температур и корректности выходных данных [3, 4]. В связи с интенсивным развитием беспилотных летательных аппаратов, в том числе обладающих искусственным интеллектом, задачи создания новых материалов с высокими физико-механическими свойствами, а также повышения свойств уже имеющихся материалов для применения в инерциальных навигационных системах стоят наиболее остро.

Один из таких приборов инерциальной навигационной системы – твердотельный волновой гироскоп (ТВГ), который активно применяется в качестве датчика угловой скорости в летательных аппаратах, обладающих высокой маневренностью. Простота конструкции и отсутствие движущихся частей обеспечивают его надежность и низкую стоимость, что выгодно отличает ТВГ от волоконно-оптических и лазерных гироскопов [5, 6].

Принцип работы ТВГ, открытый английским физиком Брайаном, заключается в формировании системы упругих колебаний на резонирующем элементе гироскопа (резонаторе) и отклонении элементов колебательной системы при смещении основания резонатора под действием инерциальных сил Кориолиса, поэтому данный тип гироскопов также упоминается в научно-технических литературных источниках как кориолисовый вибрационный гироскоп.

Изначально исследования принципов функционирования ТВГ проводили на тонкостенном хрустальном винном бокале, благодаря чему основным материалом резонатора ТВГ долгое время считалось кварцевое стекло. Подобные резонаторы имеют форму тонкостенной полусферы и обладают достаточно высокими качественными характеристиками, одной из которых является добротность Q – отношение запасенной энергии колебаний резонатора к рассеянной энергии за один цикл колебаний [7].

Современные кварцевые резонаторы способны достигать значений добротности, достигающих до 10^7 усл. ед., т. е. колебательная система кварцевого полусферического резонатора максимально приближена к гармонической, поэтому ТВГ с резонаторами такого типа находят применение в инерциальных навигационных системах космических аппаратов [8].

Однако у кварцевого резонатора выявлены недостатки, обусловленные его высокой чувствительностью к посторонним шумам, вибрации и механическому воздействию, из-за чего для таких резонаторов требуются более тщательная изоляция и герметизация рабочего пространства гироскопа. Помимо этого, такие резонаторы изготавливаются по сложной технологии, включающей прецизионную обработку стекла, балансировку, травление и нанесение токопроводящего слоя для фиксации пьезоэлементов возбуждения и съема колебаний.

В качестве альтернативы возможно использование металлических сплавов. В ряде зарубежных исследований показана возможность применения алюминиевых и медных сплавов в производстве резонаторов полусферической формы. В частности, запатентованы сплавы марок 2024-TR (состава 93,6Al–4,5Cu–1,5Mg–0,6Mn (здесь и далее – в % (по массе)) и EVERDUR (состава 96,0Cu–3,0Si–1,0Mn), а также сплав состава 91Cu–7,0Al–2,0Si, способные достигать добротности 3000 усл. ед. на воздухе и до 12000 усл. ед. в вакууме [9–11].

Впоследствии американско-ирландской компанией InnaLabs предложено использовать в качестве материала резонатора дисперсионно-упрочняемый железный сплав марки Ni-Span-C 902 состава 44(Ni+Co)–4,5Cr–2,5Ti, дополнительно легированный алюминием, кремнием и марганцем [12]. Цилиндрические тонкостенные резонаторы ТВГ из данного сплава способны достигать добротности в вакууме ~30000 усл. ед.

В России для создания резонаторов ТВГ применяется сталь марки 21НКТ системы Fe–Ni–Co–Mo–Ti [13], принадлежащая к классу мартенситно-старееющих сталей, которые широко применяются в авиационном машиностроении при создании тяжело нагруженных деталей, работающих при температурах до 400 °С. Особенности мартенситно-старееющих сталей – повышенная технологичность после закалки, а также высокие механические свойства, такие как кратковременная прочность и усталостная долговечность. При этом повышенное содержание никеля и кобальта и применение специальной термической обработки обеспечивают возникновение элинварных свойств – низких значений температурных коэффициентов модуля упругости (ТКУ) и частоты (ТЧ), благодаря которым сталь 21НКТ применяется при изготовлении резонаторов ТВГ.

Сравнительные физические характеристики материалов, применяемых в производстве резонаторов ТВГ, представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Сравнительный анализ физических характеристик материалов,
применяемых для создания резонаторов ТВГ [14–17]**

Материал	Плотность, кг/м ³	Модуль упругости, Па	Температурный коэффициент линейного расширения, К ⁻¹	Коэффициент Пуассона	Удельная тепло- проводность, Вт/(м·°С)	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·°С)
Кварцевое стекло SiO ₂	2203–2220	(7,20–7,30)·10 ¹⁰	(5,5–6,0)·10 ⁻⁷	0,17–0,18	1,30–1,35	703–728
Ni-Span-C 902	8100	(1,80–1,90)·10 ¹¹	–	0,3	11,5	480
Сталь 21НКТ	8050	1,86·10 ¹¹	–	–	–	–
Сталь Н18К9М5Т	8000	1,90·10 ¹¹	11,2·10 ⁻⁶	0,3	25,5	480

Несмотря на общие принципы функционирования цилиндрических металлических резонаторов ТВГ и полусферических резонаторов из кварца, дисперсионно-упрочняемые сплавы имеют ряд особенностей, в частности у металлических сплавов более высокий модуль упругости, но при этом высокие значения теплопроводности. Сталь 21НКТ, также как и сплав Ni-Span-C 902, проявляет ферромагнитные свойства, что в совокупности с более высокой теплопроводностью приводит к формированию значений добротности на несколько порядков меньше, чем у резонаторов из кремния.

Согласно опубликованным исследованиям [14, 18, 19], величина добротности складывается из суммы диссипативных процессов, происходящих в резонаторе в процессе колебаний и влияющих на затухание колебаний:

$$\frac{1}{Q_{\text{общ}}} = \frac{1}{Q_{\text{ТУД}}} + \frac{1}{Q_{\text{ВТ}}} + \frac{1}{Q_{\text{констр}}} + \frac{1}{Q_{\text{поверхн}}} + \frac{1}{Q_{\text{среды}}} + \frac{1}{Q_{\text{электр}}},$$

где $Q_{\text{ТУД}}$ – термоупругое демпфирование (ТУД) материала резонатора; $Q_{\text{ВТ}}$ – внутреннее трение (ВТ) материала резонатора; $Q_{\text{констр}}$ – рассеяние колебаний, связанное с конструкцией опоры резонатора; $Q_{\text{поверхн}}$ – поверхностное рассеяние; $Q_{\text{среды}}$ – влияние газовой среды, в которой функционирует резонатор; $Q_{\text{электр}}$ – рассеяние колебаний в электронике системы съема и возбуждения колебательной системы.

Параметры термоупругого демпфирования $Q_{\text{ТУД}}$ и внутреннего трения $Q_{\text{ВТ}}$ относятся к влиянию самого материала на добротность механических колебаний $Q_{\text{общ}}$ резонатора ТВГ, в то время как остальные параметры демпфирования зависят от конструкции и технологии изготовления гироскопа.

Сущность термоупругого демпфирования заключается в том, что в процессе колебаний стенки резонатора подвергаются циклическим растягивающим и сжимающим нагрузкам, при которых возникает градиент температур, изменение которого связано с фазой колебаний. При многоцикловых колебаниях фаза изменения температуры может смещаться относительно фазы колебания, в результате чего энергия колебаний в виде тепла рассеивается в среде рабочего пространства гироскопа, из-за чего колебания затухают.

Снижение влияния термоупругого демпфирования требует вакуумирования рабочего пространства ТВГ, оптимизации толщины стенки резонатора, а также выбора материала резонатора, обладающего низкой теплопроводностью. Как видно из данных табл. 1, кварцевое стекло обладает значением теплопроводности на порядок меньше, чем у металлических сплавов, благодаря чему резонаторы ТВГ из оксида кремния достигают высоких значений добротности, для которой требуются особенно тщательная изоляция резонатора ТВГ от вредных вибраций и вакуумирование рабочего пространства гироскопа, что повышает стоимость изготовления ТВГ и сужает его область применения.

Немаловажным фактором является также влияние внутреннего трения $Q_{\text{ВТ}}$ в материале резонатора – совокупности неупругих явлений в упругой области нагрузок материала. Существующие исследования демпфирующих свойств металлических материалов [20, 21] показывают, что в сталях могут существовать как минимум три механизма внутреннего трения: магнитомеханический, микропластический, а также связанный с изменением положения примесных атомов углерода и др. в процессе циклических упругих нагрузок.

Поскольку сталь 21НКТ имеет ферромагнитные свойства, при колебаниях может проявляться магнитомеханический механизм внутреннего трения, при котором энергия упругих колебаний рассеивается за счет смещения стенок магнитных доменов. Выделить данный механизм рассеивания колебаний и оценить его вклад возможно лишь при оценке колебательной системы резонатора в сильном внешнем магнитном поле и в сравнении с добротностью резонатора без воздействия магнитного поля. В магнитном поле магнитные домены стального резонатора ТВГ выстраиваются вдоль внешних линий магнитного поля и не меняют своего положения при упругих колебаниях [22]. Однако данный метод оценки является технологически сложным и трудоемким. Определить подвижность магнитных доменов можно путем оценки значений коэрцитивной силы при измерении магнитных свойств стали [23].

Микропластический механизм внутреннего трения реализуется в стали при возникновении микродеформаций и перемещения точечных дефектов под действием циклической упругой нагрузки. Проявление данного механизма может зависеть от плотности дефектов в структуре стали, фазового и структурного состава, а также прочности межатомных связей.

Представляется интересной оценка формирования данных механизмов внутреннего трения в зависимости от этапов термической обработки стали 21НКТ и изменения добротности механических колебаний образцов, конструктивно-подобных резонаторам ТВГ, после каждого этапа термической обработки.

В данной работе проведены исследования изменения коэрцитивной силы, твердости, а также добротности механических колебаний образцов из стали 21НКТ на каждом этапе термической обработки, применяемой при изготовлении резонаторов ТВГ для определения взаимосвязи получаемых характеристик [16, 24].

Материалы и методы

Для проведения измерений изготавливали образцы из прутков стали 21НКТ, полученных методом горячей пластической деформации. Термическую обработку проводили в электропечах сопротивления по следующим этапам [16]: закалка в воде, обработка холодом, старение при 600 и 300 °С.

Закалку и обработку холодом проводили на образцах для формирования максимально однородной структуры пересыщенного твердого раствора α -фазы.

Микротвердость HV определяли по методу Виккерса с помощью твердомера при нагрузке 1 Н в соответствии с ГОСТ 2999–75. Определение твердости HRC по методу Роквелла проводили по ГОСТ 9013–59.

Значения коэрцитивной силы определяли на кольцевых образцах в постоянном магнитном поле по методике, представленной в ГОСТ 8.377–80.

Измерение добротности механических колебаний проводили по специальной методике путем возбуждения колебательной системы на образце, конструктивно-подобном резонатору ТВГ.

Металлографический анализ структур образцов до и после термической обработки проводили с использованием оптического конфокального инвертированного микроскопа с увеличением $\times 100$, $\times 200$ и $\times 500$.

Для определения размера зерен в стали 21НКТ до и после термической обработки поверхность шлифов подвергали электролитическому травлению в растворе лимонной кислоты. Расчет среднего размера зерна осуществляли по трем изображениям при помощи программного обеспечения ИмейджДжей с открытым исходным кодом. Обработку изображения проводили с применением монохроматической бинаризации.

С целью выявления микроструктуры образцов после старения поверхность шлифов подвергали химическому травлению в спиртовом растворе Марбле [25].

Результаты и обсуждение

Значения добротности, коэрцитивной силы и твердости стали 21НКТ на этапах термической обработки представлены на рис. 1.

Проведенная термическая обработка обеспечивает достижение значений добротности на исследуемых образцах-резонаторах на уровне >20000 усл. ед., при этом зависимость добротности от исследуемых свойств носит нелинейный характер.

Применение закалки и обработки холодом способствует формированию пересыщенного твердого раствора (мартенсита), имеющего минимальные значения твердости (рис. 1, а), что подтверждает данные о высокой пластичности мартенситно-сталяющих сталей после закалки [17, 26], а минимальные значения коэрцитивной силы (рис. 1, б) свидетельствуют о наименьшем содержании парамагнитных фаз и дефектов, снижающих подвижность структуры магнитных доменов.

В результате закалки происходит рекристаллизация с увеличением среднего размера зерна с 14 ± 6 до 22 ± 10 мкм (рис. 2), при этом уменьшение плотности границ зерен приводит к повышению пластичности и подвижности границ магнитных доменов. Выдержка перед закалкой способствует растворению интерметаллидов, которые могли образоваться в структуре стали при замедленном охлаждении после горячей деформации.

Резкий рост добротности наблюдается после старения при температуре 350 °С. При небольшом увеличении твердости с 43,5 до 44,5 HRC и фактически неизменной величине коэрцитивной силы значение Q увеличивается более чем на 54 % по сравнению с однократным старением при температуре 600 °С.

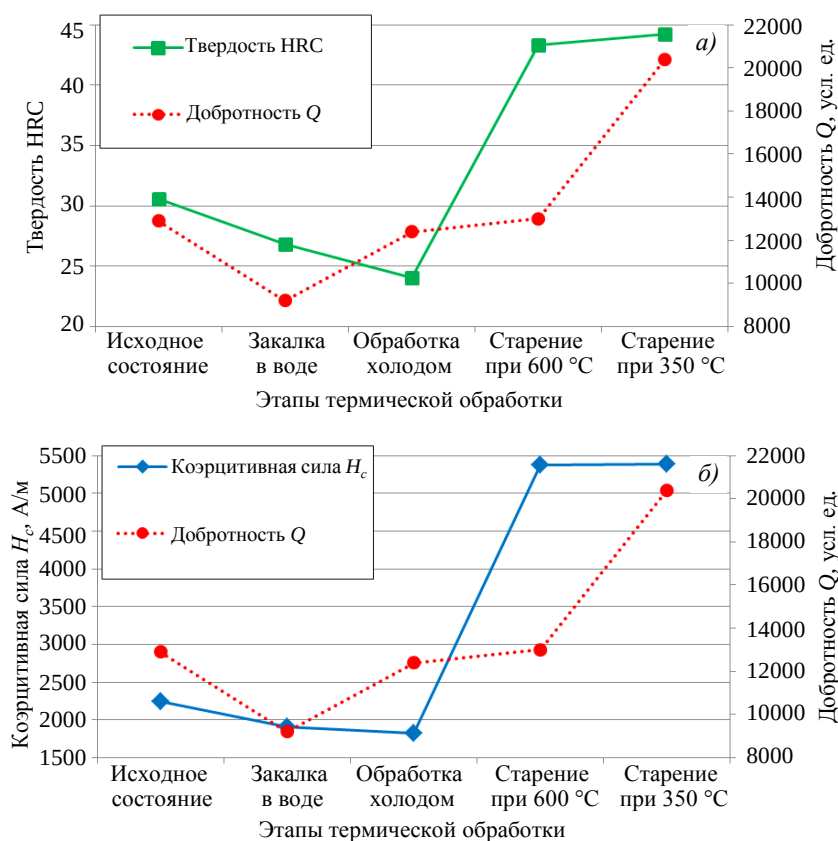


Рис. 1. Влияние этапа термической обработки на добротность, твердость (а) и коэрцитивную силу (б) образцов из стали 21HKMT

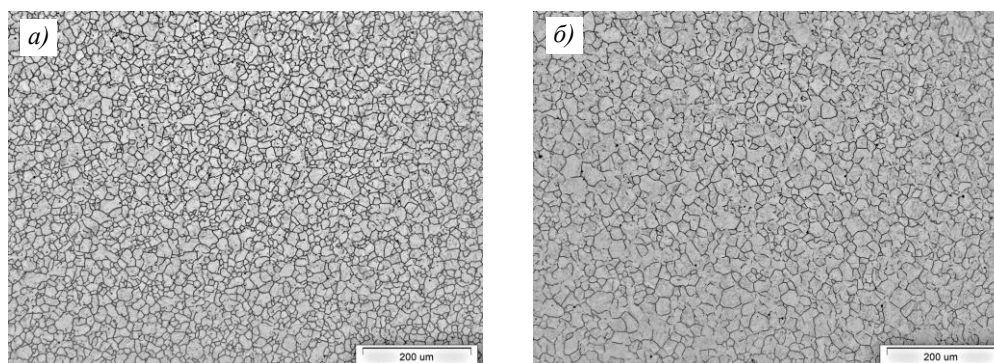


Рис. 2. Структура ($\times 200$) зерен стали 21HKMT до термической обработки (а) и после закалки (б)

В процессе обработки холодом происходит окончательный (γ – α)-переход со снижением количества высокотемпературного парамагнитного аустенита, благодаря чему наблюдаются прирост добротности и снижение коэрцитивной силы до 1800 А/м.

Старение при температуре 600 °С способствует протеканию обратного (α – γ)-перехода с образованием реверсивного аустенита (неферромагнитной фазы), благодаря чему наблюдается резкий рост коэрцитивной силы. Помимо этого, при старении, по-видимому, происходит выделение интерметаллидной фазы типа Ni_3Ti , в результате чего также резко увеличивается твердость. При этом незначительное изменение добротности может свидетельствовать о том, что снижение подвижности структуры магнитных доменов (магнитомеханическая составляющая внутреннего трения) не вносит основной вклад в повышение добротности колебательной системы резонатора из стали 21HKMT.

Таким образом, особый интерес представляет структурное состояние стали, сформированное после закалки и обработки холодом, а также в процессе первого старения при 600 °С и второго старения при 350 °С.

Результаты металлографического анализа структурных составляющих образцов на этапах термической обработки представлены на рис. 3.

Структура образца после закалки и обработки холодом (рис. 3, *а*) представляет собой структуру пакетного мартенсита. Неоднородный характер травления (темные и белые поля) свидетельствует о различной кристаллографической ориентировке зерен, попавших в плоскость шлифа, и их различной травимости.

Образцы после старения при температурах 600 (рис. 3, *б*) и 350 °С (рис. 3, *в*) имеют схожую структуру, визуально напоминающую пакетный мартенсит после закалки. Помимо этого, в структуре наблюдается реверсивный аустенит, имеющий видманштеттову структуру (характерные области обведены красным цветом) [26, 27].



Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) образцов, подверженных термической обработке: *а* – закалка и обработка холодом; *б* – закалка, обработка холодом и старение при 600 °С; *в* – закалка, обработка холодом, старение при 600 и 350 °С. Характерные области реверсивного аустенита обведены красным цветом

Результаты проведенного анализа микротвердости структурных составляющих образцов после закалки и обработки холодом, старения при температурах 600 и 350 °С представлены в табл. 2.

Таблица 2

Значения микротвердости структурных составляющих стали 21НКТ

Термическая обработка	Значения микротвердости при нагрузке HV 1 Н	
Закалка в воде и обработка холодом	347 $\pm$ 6	
Двухфазная структура	мартенсит	реверсивный аустенит
Закалка в воде, обработка холодом и старение при 600 °С	489 $\pm$ 11	451 $\pm$ 9
Закалка в воде, обработка холодом, старение при 600 и 350 °С	487 $\pm$ 11	487 $\pm$ 15

Проведенный анализ микротвердости HV (табл. 2) показывает, что в стали 21НКТ, в которой за счет увеличения диффузии никеля в аустените могут образовываться локальные сегрегации легирующих элементов в виде зон Гинье–Престона, при старении при температуре 350 °С (рис. 1, а) может происходить небольшое увеличение твердости HRC в результате увеличения на 8 % микротвердости реверсивного аустенита.

Согласно опубликованным исследованиям мартенситно-стареющих сталей [28, 29], аустенит, образующийся в процессе старения при температурах 570–620 °С, обогащен никелем. Дальнейшее старение при температуре 350 °С протекает вблизи точки Кюри никеля [30], выше которой никель теряет ферромагнитные свойства, в результате чего в кристаллической структуре обогащенного никелем аустенита ослабевает магнитное взаимодействие и могут снижаться энергетические барьеры для диффузии атомов. В структуре фазы реверсивного аустенита это может приводить к образованию сегрегаций атомов титана и молибдена в виде зон Гинье–Престона [31], а также к уменьшению точечных дефектов типа вакансий. Снижение искаженности кристаллической решетки, в свою очередь, может приводить к уменьшению влияния микропластической составляющей ВТ и повышению добротности механических колебаний резонатора ТВГ.

Заключения

Формирование структурно-фазового состояния стали 21НКТ, обеспечивающего высокие значения добротности механических колебаний, носит комплексный характер. Резонаторы из стали 21НКТ в состоянии после закалки и обработки холодом имеют минимальную добротность механических колебаний. Применение старения при температуре 600 °С приводит к повышению коэрцитивной силы, что снижает влияние магнитомеханической составляющей на внутреннее трение, однако не приводит к значительному повышению добротности. Последующее применение старения при температуре 350 °С приводит к резкому повышению добротности на 54 % до требуемых значений – более 20000 усл. ед.

Применение закалки и обработки холодом обеспечивает формирование пересыщенного твердого раствора α -фазы, имеющего минимальные значения твердости HRC и коэрцитивной силы. Последующее применение старения при температуре 600 °С приводит к образованию двухфазной структуры мартенсита и реверсивного аустенита, имеющего видманштеттову структуру. Дальнейшее применение старения при температуре 350 °С способствует увеличению твердости реверсивного аустенита на 8 %.

Увеличение твердости реверсивного аустенита может быть связано с интенсификацией диффузионных процессов из-за ослабления магнитного взаимодействия атомов никеля в кристаллической решетке данной фазы, поскольку температура заключительного старения близка к температуре Кюри никеля.

В рамках дальнейших исследований представляется перспективным проведение термической обработки образцов, предусматривающей сохранение однофазной области, проведение заключительного старения при температурах ниже и выше точки Кюри никеля и сравнительные измерения добротности образцов-резонаторов, а также твердости и магнитных свойств образцов, обработанных по данным режимам.

Список источников

1. Мосолов А.Н., Севальнев Г.С., Крылов С.А., Скугорев А.В., Чирков И.А. Исследование структуры и свойств бериллийсодержащей стали ВНС32-ВИ // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). С. 3–14. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-3-14.

2. Севальнев Г.С., Востриков А.В., Нефедкин Д.Ю., Моисеенков В.В., Волков Р.Б., Ульянов Е.И. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). С. 13–23. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
3. Севальнев Г.С., Нефедкин Д.Ю., Дульнев К.В., Скорикова М.А. Исследование характеристик мартенситостареющей стали при триботехническом нагружении // Труды ВИАМ. 2024. № 10 (140). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.
4. Севальнев Г.С., Нефедкин Д.Ю., Дульнев К.В., Обливанцев К.Д. Особенности изменения зеренной структуры в Fe–Ni–Co–Mo–Ti мартенситостареющей стали при различных схемах термической обработки // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). С. 3–13. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-3-13.
5. Королев М.Н., Малютин Д.М. Анализ технических характеристик чувствительных элементов индикаторных гироскопических стабилизаторов // Известия ТулГУ. Технические науки. 2019. № 8. С. 30–45.
6. Чиковани В.В., Яценко Ю.А. Исследования точности измерения азимута кориолисовым вибрационным гироскопом с металлическим резонатором // Сб. материалов XVII Санкт-Петербургской междунар. конф. по интегрированным навигационным системам. СПб.: ГНЦ РФ ЦНИИ «Электроприбор», 2010. С. 26–31.
7. Лунин Б.С., Матвеев В.А., Басараб М.А. Волновой твердотельный гироскоп. Теория и технология. М.: Радиотехника, 2014. 176 с.
8. Rozelle D. The Hemispherical Resonator Gyro: From Wineglass to the Planets // Advances in the Astronautical Sciences. 2009. No. 134. P. 1157–1178.
9. Rotating-wave rotation detector and method of operating same: pat. US 3719074 A; appl. 01.10.70; publ. 06.03.73.
10. Bell gyro and improved means for operating same: pat. US 3656354A; appl. 10.06.69; publ. 18.04.72.
11. Bell gyro and method of making same: pat. US 3678762 A; appl. 10.06.69; publ. 25.07.72.
12. Chikovani V., Okon I., Barabashov A., Tewksbury P. A set of high accuracy low cost metallic resonator CVG // Proceedings of 2008 IEEE/ION Position, Location and Navigation Symposium. Monterey, CA, 2008. P. 238–243. DOI: 10.1109/PLANTS.2008.4569975.
13. Матвеев В.В. Волновой твердотельный гироскоп с металлическим резонатором // Известия ТулГУ. Технические науки. 2020. № 11. С. 377–384.
14. Шарма Н.Г., Сундарараджан Т., Сингх Г.С. Гибридный резонатор твердотельного волнового гироскопа с высокой добротностью: конструкция с использованием термоупругого демпфирования, исследование чувствительности и определение характеристик // Гироскопия и навигация. 2021. Т. 29. № 1 (112). С. 70–96.
15. NI-SPAN-C Alloy 902 Technical Datasheet // Special Metals Corporation: офиц. сайт. URL: http://specialmetals.ir/images/technical_info/Fer-base/ni-span-c-alloy-902.pdf (дата обращения: 17.09.25).
16. Распопов А.В., Ладонкин А.В., Лихошерст В.В. Конкурентоспособный волновой твердотельный гироскоп с металлическим резонатором // Мехатроника, автоматизация, управление. 2018. Т. 19. № 12. С. 777–787. DOI: 10.17587/mau.19.777-787.
17. Арзамасов Б.Н., Брострем В.А., Буше Н.А. и др. Конструкционные материалы: справочник / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
18. Xi X., Wu X., Wu Y., Zhang Y. Modeling and Analysis of Mechanical Quality Factor of the Resonator for Cylinder Vibratory Gyroscope // Chinese Journal of Mechanical Engineering. 2017. Vol. 30. P. 180–189.
19. Xi X., Wu Y.L., Xiao D.B. et al. A New Metallic Coriolis Vibratory Gyroscope (CVG) with Multiple-shell Structure // DGON Inertial Sensors and Systems. Karlsruhe, 2016. P. 1–10.
20. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М.: Металлургия, 1987. 190 с.

21. Удовенко В.А., Тишаев С.И., Чудаков И.Б. Магнитная доменная структура и демпфирование в сплавах системы Fe–Al // Доклады академии наук. Техническая физика. 1993. Т. 329. № 5. С. 585–588.
22. Физические свойства металлов и сплавов / под ред. Б.Г. Лившица. М.: Мир, 1982. 447 с.
23. Кифер И.И. Испытания ферромагнитных материалов. М.: Энергия, 1969. 360 с.
24. Юрьев В.А., Жиликов Д.Г., Стрыгин А.И., Клейменова О.С. Влияние термомеханической обработки на структуру и вибрационные свойства сплава 21НМКТ // Химия, физика и механика материалов. 2019. № 4 (23). С. 61–70.
25. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления: справочник. Пер. с нем. / под ред. И.Н. Фридляндера и др. М.: Металлургия, 1988. 398 с.
26. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
27. Еднерал А.Ф., Кардонский В.М., Перкас М.Д. Структурные изменения при старении безуглеродистого железоникелевого мартенсита // Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 63–79.
28. Перкас М.Д., Струг М.Д., Русаненко В.В. Элинварные мартенситностареющие стали с высоким пределом упругости // Металловедение и термическая обработка. 1991. № 8. С. 40–41.
29. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситно-стареющие стали. М.: Металлургия, 1970. 223 с.
30. Общая физика. Электрические и магнитные явления: справочное пособие. Киев: Наукова думка, 1981. 472 с.
31. Стивен У. Мартенситно-стареющие стали // Высоколегированные стали. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1969. С. 235–257.

References

1. Mosolov A.N., Sevalnev G.S., Krylov S.A., Skugorev A.V., Chirkov I.A. Study of the structure and properties of beryllium-containing steel VNS32-VI. *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), pp. 3–14. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-3-14.
2. Sevalnev G.S., Vostrikov A.V., Nefedkin D.Yu., Moiseenkov V.V., Volkov R.B., Ulyanov E.I. Study of the structure, distribution of carbide phase, hardness and tribotechnical characteristics of high-chromium bearing steels of the martensitic class. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), pp. 13–23. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 17, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
3. 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), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 02, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-3-12.
4. Sevalnev G.S., Nefedkin D.Yu., Dulnev K.V., Oblivancev K.D. Features of changing the grain structure in Fe–Ni–Co–Mo–Ti maraging steel under different heat treatment modes. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), pp. 3–13. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-3-13.
5. Korolev M.N., Malyutin D.M. Analysis of technical characteristics of sensitive elements of indicator gyroscopic stabilizers. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskiye nauki*, 2019, no. 8, pp. 30–45.
6. Chikovani V.V., Yatsenko Yu.A. Study of the accuracy of azimuth measurement by a Coriolis vibratory gyroscope with a metal resonator. *Coll. of materials of the XVII St. Petersburg Int. conf. on integrated navigation systems*. St. Petersburg: SSC of the Russian Federation CRI «Elektropribor», 2010, pp. 26–31.
7. Lunin B.S., Matveev V.A., Basarab M.A. *Wave solid-state gyroscope. Theory and technology*. Moscow: Radiotekhnika, 2014, 176 p.
8. Rozelle D. The Hemispherical Resonator Gyro: From Wineglass to the Planets. *Advances in the Astronautical Sciences*, 2009, no. 134, pp. 1157–1178.
9. *Rotating-wave rotation detector and method of operating same*: pat. US 3719074 A; appl. 01.10.70; publ. 06.03.73.
10. *Bell gyro and improved means for operating same*: pat. US 3656354A; appl. 10.06.69; publ. 18.04.72.
11. *Bell gyro and method of making same*: pat. US 3678762 A; appl. 10.06.69; publ. 25.07.72.

12. Chikovani V., Okon I., Barabashov A., Tewksbury P. A set of high accuracy low cost metallic resonator CVG. *Proceedings of 2008 IEEE/ION Position, Location and Navigation Symposium*. Monterey, CA, 2008, pp. 238–243. DOI: 10.1109/PLANTS.2008.4569975.
13. Matveev V.V. Wave solid-state gyroscope with the metal resonator. *Izvestiya TulGU. Technical sciences*, 2020, no. 11, pp. 377–384.
14. Sharma G., Sundfrfrfjan T., Singh G. Thermoelastic damping based design, sensitivity study and demonstration of a functional hybrid gyroscopy resonator for high quality factor. *Giroskopiya i Navigatsiya*, 2021, vol. 29, no. 1 (112), pp. 70–96.
15. NI-SPAN-C Alloy 902 Technical Datasheet. *Special Metals Corporation*. Available at: http://specialmetals.ir/images/technical_info/Fer-base/ni-span-c-alloy-902.pdf (accessed: September 17, 2025).
16. Raspopov A.V., Ladonkin A.V., Likhosherst V.V. Competitive wave solid-state gyroscope with a metal resonator. *Mekhatronika, avtomatizatsiya, upravlenie*, 2018, vol. 19, no. 12, pp. 777–787. DOI: 10.17587/mau.19.777-787.
17. Arzamasov B.N., Brostrem V.A., Bushe N.A. et al. *Structural materials: a handbook*. Ed. B.N. Arzamasov. Moscow: Mashinostroyeniye, 1990, 688 p.
18. Xi X., Wu X., Wu Y., Zhang Y. Modeling and Analysis of Mechanical Quality Factor of the Resonator for Cylinder Vibratory Gyroscope. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2017, vol. 30, pp. 180–189.
19. Xi X., Wu Y.L., Xiao D.B. et al. A New Metallic Coriolis Vibratory Gyroscope (CVG) with Multiple-shell Structure. *DGON Inertial Sensors and Systems*. Karlsruhe, 2016, pp. 1–10.
20. Golovin S.A., Pushkar A., Levin D.M. *Elastic and Damping Properties of Structural Metallic Materials*. Moscow: Metallurgiya, 1987, 190 p.
21. Udovenko V.A., Tishaev S.I., Chudakov I.B. Magnetic Domain Structure and Damping in Fe–Al Alloys. *Doklady akademii nauk. Tekhnicheskaya fizika*, 1993, vol. 329, no. 5, pp. 585–588.
22. *Physical Properties of Metals and Alloys*. Ed. B.G. Livshits. Moscow: Mir, 1982, 447 p.
23. Kifer I.I. *Testing of Ferromagnetic Materials*. Moscow: Energia, 1969, 360 p.
24. Yuryev V.A., Zhilyakov D.G., Strygin A.I., Kleymenova O.S. Effect of thermomechanical treatment on the structure and vibration properties of 21NMKT alloy. *Khimiya, fizika i mekhanika materialov*, 2019, no. 4 (23), pp. 61–70.
25. Beckert M., Klemm H. *Metallographic Etching Methods: Handbook*. Trans from Germ. Ed. I.N. Fridlyander et al. Moscow: Metallurgiya, 1988, 398 p.
26. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1972, 208 p.
27. Edneral A.F., Kardonsky V.M., Perkas M.D. Structural Changes during Aging of Carbon-Free Iron-Nickel Martensite. *Imperfections of Crystalline Structure and Martensitic Transformations*. Moscow: Nauka, 1972, pp. 63–79.
28. Perkas M.D., Strug M.D., Rusanenko, V.V. Elinvar Maraging Steels with a High Elastic Limit. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*, 1991, no. 8, pp. 40–41.
29. Perkas M.D., Kardonsky V.M. *High-Strength Maraging Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1970, 223 p.
30. *General Physics. Electrical and Magnetic Phenomena: A Reference Guide*. Kyiv: Naukova Dumka, 1981, 472 p.
31. Stephen W. Martensitic-aging steels. *High-alloy steels*. Trans. from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1969, pp. 235–257.

Информация об авторах

Нефедкин Данила Юрьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Danila Yu. Nefedkin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 13.11.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.12.2025.
The article was submitted 13.11.2025; approved and accepted for publication after reviewing 11.12.2025.

Научная статья

УДК 621.74.04

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-44-53

ПУТИ РЕШЕНИЯ МИНИМИЗАЦИИ ПОРИСТОСТИ ПРИ ЛИТЬЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК* Часть 2

Е.И. Яковлев¹

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

Аннотация. В литых лопатках газотурбинных установок и двигателей из жаропрочных никелевых сплавов с равноосной структурой одним из основных дефектов является усадочная пористость, которая представляет собой концентратор напряжений, снижает уровень свойств материала и надежность лопаток. Во второй части данной статьи показаны результаты опробования современных методик по минимизации пористости при изготовлении крупногабаритных лопаток газотурбинных установок на ведущих моторостроительных предприятиях отрасли.

Ключевые слова: крупногабаритные литые лопатки турбин, мелкозернистая структура, равноосная структура, пористость, питание отливки, режимы литья, газотурбинные установки

Для цитирования: Яковлев Е.И. Пути решения минимизации пористости при литье крупногабаритных лопаток газотурбинных установок. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 44–53. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-44-53.

Scientific article

SOLUTIONS FOR MINIMIZING POROSITY IN CASTING LARGE-SIZED GAS TURBINE BLADES Part 2

E.I. Yakovlev¹

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

Abstract. In cast blades made of heat-resistant nickel alloys with an equiaxed structure for gas turbine units and engines, one of the main defects is shrinkage porosity, which is a stress concentrator, and reduces the properties of the material and the reliability of the blades. In the second part, the results of testing modern methods for minimizing porosity in the manufacture of large-sized blades of gas turbine units at the leading engine-building enterprises of the industry are presented.

Keywords: large-sized cast turbine blades, fine-grained structure, equiaxed structure, porosity, casting feed, casting modes, gas turbine units

For citation: Yakovlev E.I. Solutions for minimizing porosity in casting large-sized gas turbine blades. Part 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 44–53. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-44-53.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 2 (156), 2026.

Введение

В литых лопатках турбин с равноосной структурой одним из основных дефектов является усадочная пористость, которая представляет собой концентратор напряжений, снижает уровень свойств материала и надежность лопаток. Данный дефект особенно сильно проявляется в крупногабаритных лопатках газотурбинных установок и двигателей, при затвердевании которых не удастся осуществить достаточно полную компенсацию усадки обычными технологическими приемами.

Лопатки турбин с направленной и монокристаллической структурой имеют более высокие эксплуатационные характеристики, но стоимость легирующих элементов, таких как рений, рутений и др., а также усложнение технологического процесса затрудняют их применение на всех ступенях ГТУ и ГТД [1–5].

В первой части данной работы рассмотрены основные положения существующих представлений о питании отливок. Во второй части показаны результаты опробования современных методик по минимизации пористости при изготовлении крупногабаритных лопаток газотурбинных установок на ведущих моторостроительных предприятиях отрасли.

Результаты и обсуждение

В большинстве работ, посвященных питанию отливки, предполагается, что основное влияние на ламинарную фильтрацию жидкости оказывает внешнее давление. Вместе с тем в работах [6, 7] сделан вывод, что на последних этапах затвердевания влияние капиллярного давления может быть значительным.

Оценка гидравлических условий фильтрации жидкости через двухфазную зону обычно осуществляется на основе известного уравнения ламинарной фильтрации Дарси:

$$\Delta\omega = K_d J F_{\text{сеч}}, \quad (1)$$

где $\Delta\omega$ – объемный расход металла; K_d – коэффициент фильтрации Дарси; J – пьезометрический коэффициент, зависящий от потери напора на участке фильтрации; $F_{\text{сеч}}$ – площадь участка фильтрации.

Пьезометрический коэффициент определяется по формуле

$$J = \frac{\Delta h}{l}, \quad (2)$$

где Δh – потери напора на участке фильтрации; l – длина участка фильтрации.

На основании закона Дарси выведено уравнение движения ламинарной фильтрации:

$$\frac{dP}{dl} + \mu \frac{g}{K} - \rho g \cos \beta = 0, \quad (3)$$

где P – гидродинамическое давление жидкого металла; μ – динамическая вязкость жидкого металла; K – коэффициент проницаемости пористой среды сетки кристаллов; β – угол между вертикалью и направлением фильтрации; ρ – плотность жидкого металла; g – ускорение силы тяжести; g – скорость фильтрации.

В работе [8] дано уравнение движения жидкости при усреднении истинной скорости течения:

$$\bar{V} = \frac{K(S)}{\mu} \bar{V}(P + \rho g z), \quad (4)$$

где $\bar{V}$ – эффективная скорость центра масс; $K(S)$ – коэффициент проницаемости как функция сечения жидкой фазы; z – вертикальная координата.

С учетом равенства скоростей усадки и фильтрации получена формула для расчета длины зоны питания, зависящей, в частности, от коэффициента проницаемости.

В работе [8] рассмотрены общие уравнения двухфазной зоны для бинарной системы в автомодельных режимах движения зоны: уравнения движений энергии, массы i -го компонента в жидкой части двухфазной зоны, жидкости, а также уравнение неразрывности. В результате получена система уравнений для расчета распределения давления в двухфазной зоне, на основе которого с учетом прочности жидкости вычислена пористость при различных условиях литья.

Дальнейшее развитие данная методология получила в работе [9]. Эти исследования позволили провести углубленный анализ механизма возникновения пористости и изучить влияние ряда факторов на плотность слитков.

Наибольшие затруднения при анализе гидравлических условий фильтрации на основе уравнения Дарси возникают при определении коэффициента проницаемости K_n , зависящего от ряда факторов.

В работе [10] предложено (при условии сферической формы кристаллов) определять K_n по формуле Лейбензона [11]:

$$K_n = \frac{n^2 d^2}{48(1-m)}, \quad (5)$$

где d – диаметр круглого кристалла; m – относительная пористость ($m = 0,259$); n – просвет, не зависящий от диаметра круглых кристаллов ($n = 0,0931$).

В работе [8] для определения величины K_n используют известное в теории фильтрации приближение Козени. После ряда преобразований получена формула

$$K_n = \frac{W^2 S^2}{(1-S)^{4/3} \Phi^2 D^2 N_0^{2/3}}, \quad (6)$$

где W – скорость движения двухфазной зоны; S – площадь сечения жидкой фазы; Φ – коэффициент формы кристалла, численно равный отношению его истинной площади поверхности к площади поверхности равновеликого цилиндра с диаметром D ; N_0 – плотность кристаллов в зоне.

В работе [12] проницаемость оценивают по формуле

$$m(S) = \chi S^\gamma, \quad (7)$$

где χ – коэффициент, пропорциональный квадрату характерного дендритного размера; γ – показатель, который может изменяться от 1 до 3.

Имеются и другие работы, использующие различные геометрические модели для оценки коэффициента проницаемости. При расчетах по указанным методикам величины коэффициентов проницаемости при данном содержании жидкой фазы отличаются друг от друга на 4–8 порядков. С другой стороны, по результатам экспериментальных работ при затвердевании различных сталей и сплавов установлено, что величина K_n изменяется на 5–6 порядков в зависимости от содержания жидкой фазы внутри двухфазной зоны. При определении эффективных величин коэффициентов проницаемости по этим экспериментальным результатам получен разброс значений в пределах от $0,05 \cdot 10^{-8}$ до $50 \cdot 10^{-8}$ см², что объясняется в первую очередь резким снижением K_n на последних стадиях затвердевания [7].

Для преодоления затруднений, возникающих при использовании уравнения Дарси для анализа фильтрации жидкости в двухфазной зоне, предложен следующий подход [7, 13, 14].

Выделен цилиндрический канал, пронизывающий по высоте x твердо-жидкую зону длиной L (рис. 1). В момент времени τ_0 образования каркаса кристаллов при температуре начала эффективного интервала кристаллизации $T_{\text{эф}}$ среднестатистический радиус канала с жидким сплавом равен r_0 , а расстояние между осями вертикальных и горизонтальных рядом расположенных каналов равно размеру зерна R . Далее рассчитывается объем dV_y питающей жидкости при уменьшении по мере затвердевания текущего размера r канала на величину dr :

$$dV_y = -2\pi a R^2 x r dr (3 - 2r), \quad (8)$$

где a – коэффициент кристаллизационной усадки.

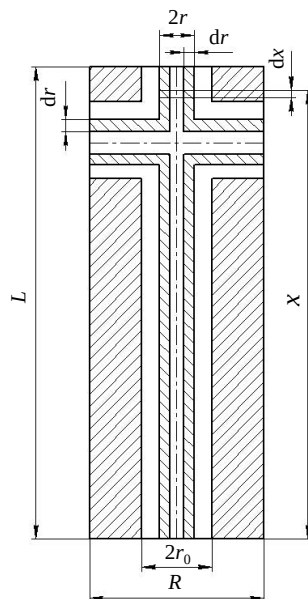


Рис. 1. Схема процесса компенсации усадки в твердо-жидкой зоне: r – текущий размер канала, r_0 – среднестатистический радиус канала с жидким сплавом, dr – величина уменьшения размера канала по мере затвердевания, R – размер зерна, x – высота поперечного сечения канала, dx – высота поперечного сечения канала в зоне расчетов градиентов давлений, L – длина твердо-жидкой зоны

С другой стороны, за время dt при изменении размера канала $\bar{r}$ на величину $d\bar{r}$ через поперечное сечение высотой x может переместиться количество жидкости V_r , математическое выражение которого при использовании уравнения Пуазейля имеет вид:

$$dV_r = \frac{\pi R^4 \bar{r}^4}{8\eta \tau_c} \frac{dP}{dx} d\bar{\tau}, \quad (9)$$

где η – динамическая вязкость; τ_c – время затвердевания жидкости в канале размером r_0 ; dP/dx – градиент давления в сечении высотой x канала; τ/τ_c – относительное текущее время затвердевания в эффективном интервале кристаллизации (от эффективной температуры кристаллизации $T_{\text{эф}}$ до температуры окончания кристаллизации T_0).

Из равенства расходов dV_y и dV_r получено уравнение для расчета градиентов давлений dP/dx по высоте x канала.

Оценка эффективности питания проводится путем сравнения необходимых и фактических перепадов давлений в любом сечении твердо-жидкой зоны.

Указанный подход позволил исключить неопределенность, вызываемую использованием коэффициента проницаемости в уравнении Дарси, и получить зависимость

пористости от ряда факторов, в том числе от времени затвердевания и расстояния от рассматриваемого сечения отливки до прибыли.

Вместе с тем необходимо отметить, что в представленной модели процесса питания не учтены основные особенности дендритной морфологии двухфазной зоны и принята цилиндрическая конфигурация вертикальных каналов, что предполагает пренебрежимо малый продольный температурный градиент по направлению к прибыли.

Увеличение расхода питающей жидкости для компенсации усадки может быть достигнуто при наличии конусных вертикальных каналов в твердо-жидкой зоне, образование которых связано с реализацией последовательного затвердевания.

Автор работы [15] считает, что питание отливок происходит более полно при благоприятной комбинации продольного и поперечного температурных градиентов. Это условие аналогично критерию последовательности затвердевания Н.Г. Гиршовича.

При последовательном затвердевании осуществляется непрерывное питание жидким металлом из прибыли затвердевающих элементов отливки, так как эти элементы и прибыль соединены незатвердевающим каналом. Характер питания элементов отливки из прибыли зависит от размеров и конфигурации этого незатвердевающего канала, т. е. от его расширения в направлении прибыли.

Критерием последовательности затвердевания служит угол расширения питающего канала, в качестве критерия направленности можно также использовать отношение ширины канала $\Delta\epsilon$ в некотором сечении к расстоянию ΔL от этого сечения до ближайшего полностью затвердевшего сечения отливки.

В указанных работах, к сожалению, отсутствуют количественные аналитические зависимости между пористостью отливок и величиной критерия последовательности затвердевания.

Такую зависимость можно получить на базе разработанной модели (рис. 1) с учетом переменного размера каналов в твердо-жидкой зоне при последовательном затвердевании и пространственного расположения этих каналов в соответствии с особенностями дендритной структуры.

Для выполнения заданных условий последовательного затвердевания отливок необходимо обеспечение соответствующих тепловых параметров литья.

Как следует из анализа закономерностей, полученных в работах [16–18], эффективным способом управления временем затвердевания в данном сечении отливки и продольным градиентом температуры может являться создание регулируемого распределения температуры в форме перед заливкой.

Целесообразно с учетом специфических начальных условий разработать методику для определения влияния исходного распределения температуры в форме на время затвердевания и градиента температуры в двухфазной зоне при литье лопаток различных размеров. Очевидно, эта методика должна быть экспериментально подтверждена данными термического анализа при затвердевании отливок.

Подобная методика представлена в работе [7]. На ее основе в работах [19, 20] получены данные о зависимости периода времени затвердевания стенки сечения пера лопатки определенной толщины от температуры формы.

При моделировании далее описанных опытов в системе Procast получены недовольные результаты: структура была с грубой рыхлотой по всем сечениям отливки. Этот факт свидетельствует о сложности применения подобных программ при использовании нестандартных технологических режимов для лопаток турбин со сложной конфигурацией и развитой внутренней полостью.

При затвердевании тонких сечений пера лопатки керамическая форма является в тепловом отношении полуграничным телом, на основе теории теплообмена определена зависимость времени затвердевания τ тонкого сечения пера лопатки толщиной 1, 2 и 3 мм от температуры формы T в интервале от 900 до 1100 °С (рис. 2). Показано, что

период времени затвердевания тонкого сечения лопаток резко возрастает с увеличением температуры оболочковой формы >1000 °С. Оптимальной температурой исходной формы можно считать 1100 °С, поскольку дальнейшее ее повышение приводит к некоторому огрублению макроструктуры металла лопаток.

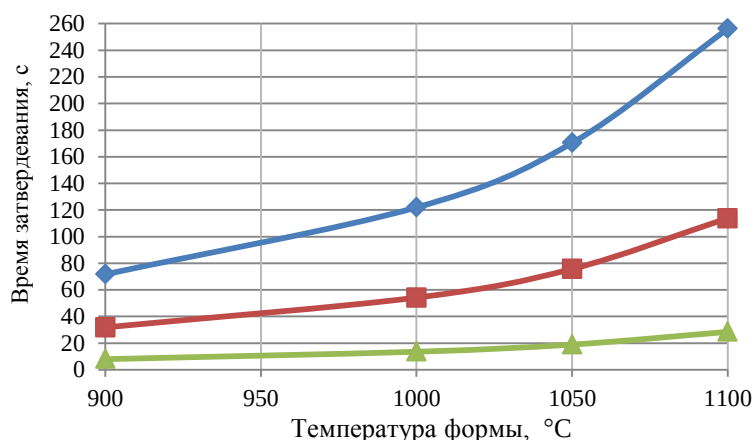


Рис. 2. Зависимости времени затвердевания тонкого сечения пера лопатки толщиной 1 (▲), 2 (■) и 3 мм (◆) от температуры формы

На рис. 3, а показано сечение пера лопатки с тонкими вытянутыми зернами шириной 0,5–2 мм, замок состоит в основном из равноосных зерен размером в диапазоне 1–5 мм, имеет отдельные тонкие столбчатые зерна шириной 1–2 мм (рис. 3, б). Поверхностный размер макрзерна пера и замка лопатки составил 0,5–2,0 мм.

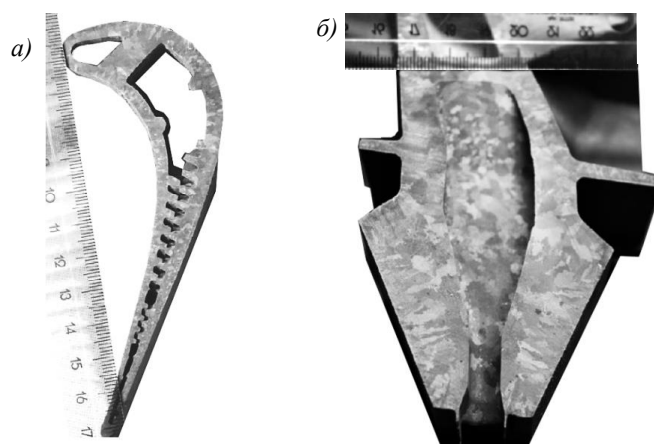


Рис. 3. Макроструктуры пера (а) и замка (б)

Усадочная пористость исследована на микрошлифах пера и замка лопатки. Оценку микропористости проводили по участку площади микрошлифа с максимальной пористостью. Величины пористости находились в диапазонах 0,07–0,39 и 0,28–0,59 % для пера и замка соответственно, что подтверждает достаточную эффективность питания отливки.

Полученные структурные показатели и уровень пористости близки к характеристикам крупногабаритной лопатки, отлитой зарубежной фирмой. Причем схожие результаты по уровню пористости получены производителем зарубежного аналога при анализе литых лопаток после горячего изостатического прессования (ГИП), в отличие от приведенных данных, определенных для литых лопаток без применения ГИП.

В продолжение данного подхода в работе [21] показана возможность изготовления отливки с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью из жаропрочного никелевого сплава (ЖНС), имеющей длину 260 мм и переменный диаметр (45 и 60 мм). Цель работы – получение массивных отливок простой конфигурации (рис. 4) с мелкозернистой структурой и пониженной пористостью из ЖНС без использования поверхностного и объемного модифицирования и ГИП.

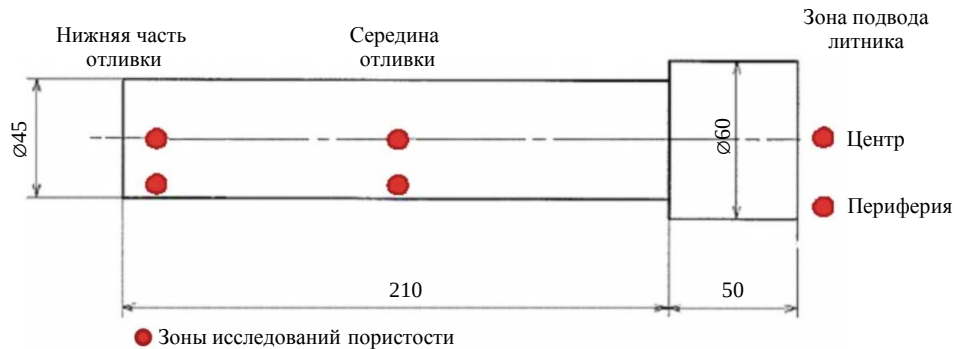


Рис. 4. Эскиз опытной отливки без литниково-питающей системы

Получена отливка из ЖНС с мелкозернистой структурой без использования модификаторов и уровнем объемной пористости до 0,19 %. В качестве опытных опробованы сплавы ВКНА-1ВР и ВЖ175.

На рис. 5 показаны макроструктуры опытных отливок из сплавов ВКНА-1ВР и ВЖ175 после снятия пригара с помощью механической обработки и травления. Размер зерен в сечении составил 0,07–0,30 мм.

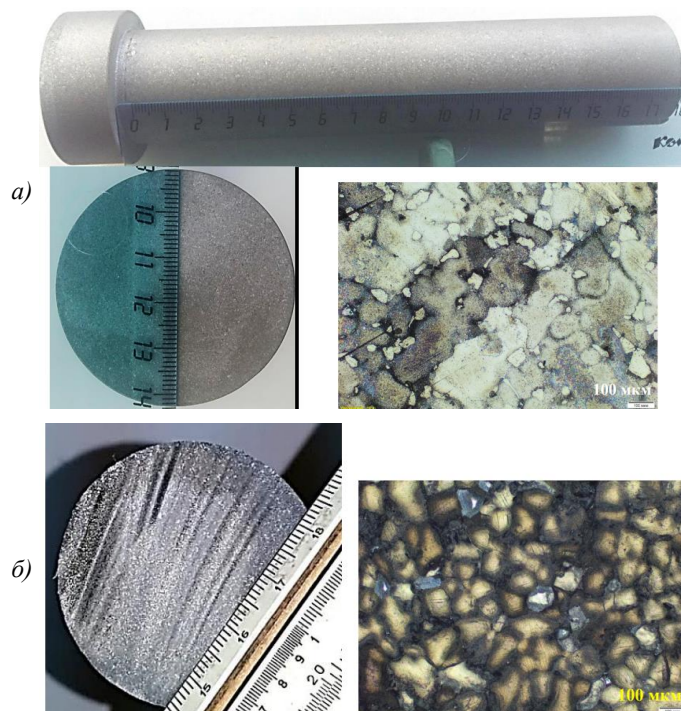


Рис. 5. Макроструктуры сплавов ВКНА-1ВР (а) и ВЖ175 (б)

Объемная доля пор в отливках (рис. 6), рассчитанная с помощью специализированной программы, составила 0,18–0,19 % (в зонах с максимальной пористостью).

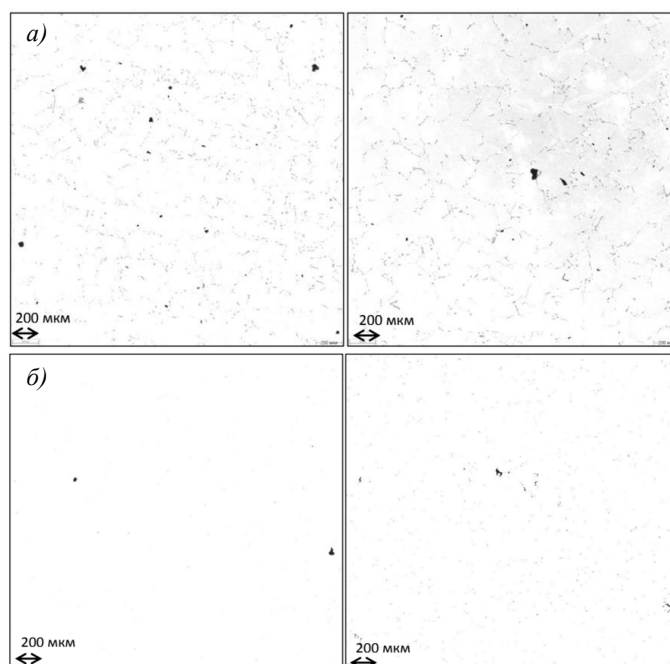


Рис. 6. Максимальный размер пор в отливках из сплавов ВКНА-1ВР (а) и ВЖ175 (б)

Заключения

Распределение объемной доли пористости согласно зонам исследования (рис. 4) показано в таблице. Полученная идентичность макроструктуры в объеме и уровня микропористости двух ЖНС свидетельствует о единой закономерности формирования мелкозернистой равноосной структуры для разных классов ЖНС. Полученные результаты позволят разработать процесс литья ЖНС, обеспечивающий получение отливок с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью для крупногабаритных деталей. Работы в данной области в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ продолжаются.

Объемная доля пор в опытных отливках в зонах с максимальной пористостью

Сплав	Образец	Объемная доля пор, %	
		в центре	на периферии
ВКНА-1ВР (плавка 1)	Нижняя часть отливки	0,054	0,0098
	Литник (зона подвода)	0,16	0,35
ВКНА-1ВР (плавка 2)	Нижняя часть отливки	0,19	–
	Литник (зона подвода)	0,40	0,11
ВЖ175	Середина отливки	0,079	0,18

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

Список источников

1. 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). С. 15–24. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.

2. Висик Е.М., Битюцкая О.Н., Герасимов В.В., Пилипенко А.А., Моисеев А.С. Особенности получения крупногабаритных отливок турбинных лопаток методом направленной кристаллизации из коррозионностойких никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 2 (79). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
3. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 30–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
4. 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). С. 3–16. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
6. Вейник А.И. Расчет отливки. М.: Машгиз, 1964. 403 с.
7. Кац Э.Л. Технологические основы управления затвердеванием при литье лопаток газовых турбин: дис. ... д-ра техн. наук. М., 1986. 555 с.
8. Журавлев В.А. О макроскопической теории кристаллизации сплавов // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*. 1975. № 5. С. 93–99.
9. Журавлев В.А., Бакуменко С.П., Ильин Г.А. и др. Образование дефектов при кристаллизации сплавов двухмерной области с короткоживущим внутренним теплотокком // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*. 1982. № 3. С. 172–173.
10. Тимофеев Г.И. Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок. М.: Металлургия, 1977. 160 с.
11. Лейбензон Л.С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде. М.; Л.: Гостехиздат, 1947. 244 с.
12. Соболев В.В., Трофимов П.М. Исследование условий затвердевания и формирования осевой пористости в непрерывных слитках треновидного сечения // *Сталь*. 1982. № 4. С. 28–31.
13. Кац Э.Л., Спиридонов Е.В. Механизм питания отливок из сплавов с широким интервалом температур кристаллизации // *Труды НИАТ*. 1972. № 2. С. 2–17.
14. Спиридонов Е.В., Кац Э.Л. Особенности компенсации усадки в отливках из высокопрочных сплавов // *Магниево-сплавовые материалы в промышленности* / под ред. А.Т. Туманова и М.Б. Альтмана. М.: ОНТИ ВИАМ, 1972. С. 65–69.
15. Пржибыл Й. Теория литейных процессов. М.: Мир, 1967. 328 с.
16. Вейник А.И. Теория затвердевания отливок. М.: Машгиз, 1960. 435 с.
17. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки: в 2 ч. М.: Машиностроение, 1976. Ч. 1. 328 с.
18. Неуструев А.А., Пантюхин В.П. Метод расчета последовательности затвердевания фасонных отливок // *Математическое моделирование процессов затвердевания металлов и сплавов*. Новосибирск: СО АН СССР, 1983. С. 120–126.
19. Яковлев Е.И., Берестевич А.И., Соболев А.А., Жабров С.Б. Изготовление литых крупногабаритных лопаток газотурбинных установок с регламентированной равноосной структурой // *Литейное производство*. 2018. № 8. С. 24–27.
20. Яковлев Е.И., Берестевич А.И., Жабров С.Б. Формирование регламентированной структуры литых крупногабаритных лопаток газотурбинных установок // *Цветные металлы*. 2018. № 5. С. 86–90.
21. Яковлев Е.И. Получение отливок из жаропрочных никелевых сплавов с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью // *Литейное производство*. 2022. № 6. С. 2–5.

References

1. 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), pp. 15–24. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.

2. Visik E.M., Bityutskaya O.N., Gerasimov V.V., Pilipenko A.A., Moiseev A.S. Features of production of large casting turbine blades by directional crystallization of nickel corrosion resistant superalloy. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
3. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 30–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
4. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 3–16. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Kablov E.N. *Cast Blades of Gas Turbine Engines: Alloys, Technologies, Coatings*. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
6. Veynik A.I. *Casting Calculation*. Moscow: Mashgiz, 1964, 403 p.
7. Kats E.L. *Technological Fundamentals of Solidification Control during Gas Turbine Blade Casting*; thesis, Doctor Sc. (Tech.). Moscow, 1986, 555 p.
8. Zhuravlev V.A. On the Macroscopic Theory of Alloy Crystallization. *Izvestiya AN SSSR. Ser.: Metally*, 1975, no. 5, pp. 93–99.
9. Zhuravlev V.A., Bakumenko S.P., Ilyin G.A. et al. Formation of defects during crystallization of alloys in a two-dimensional region with a short-lived internal heat current. *Izvestiya AN SSSR. Ser.: Metally*, 1982, no. 3, pp. 172–173.
10. Timofeev G.I. *Mechanics of alloys during crystallization of ingots and castings*. Moscow: Metallurgy, 1977, 160 p.
11. Leibenzon L.S. *Movement of natural liquids and gases in a porous medium*. Moscow; Leningrad: Gostekhizdat, 1947, 244 p.
12. Sobolev V.V., Trofimov P.M. Study of solidification conditions and formation of axial porosity in continuous ingots of club-shaped cross-section. *Stal*, 1982, no. 4, pp. 28–31.
13. Katz E.L., Spiridonov E.V. Feeding mechanism for castings made of alloys with a wide range of crystallization temperatures. *Trudy NIAT*, 1972, no. 2, pp. 2–17.
14. Spiridonov E.V., Katz E.L. Features of shrinkage compensation in castings made of high-strength alloys. *Magnesium alloys in industry*. Eds. A.T. Tumanov, M.B. Altman. Moscow: ONTI VIAM, 1972, pp. 65–69.
15. Przybyl J. *Theory of foundry processes*. Moscow: Mir, 1967, 328 p.
16. Veynik A.I. *Theory of casting solidification*. Moscow: Mashgiz, 1960, 435 p.
17. Balandin G.F. *Fundamentals of the Theory of Casting Formation*: in 2 parts. Moscow: Mashinostroenie, 1976, part 1, 328 p.
18. Neustruev A.A., Pantyukhin V.P. Method for Calculating the Solidification Sequence of Shaped Castings. *Mathematical Modeling of Solidification Processes of Metals and Alloys*. Novosibirsk: SB AS USSR, 1983, pp. 120–126.
19. Yakovlev E.I., Berestevich A.I., Sobolev A.A., Zhabrev S.B. Manufacturing of Large-Size Cast Blades for Gas Turbine Units with a Regulated Equiaxed Structure. *Liteynoe proizvodstvo*, 2018, no. 8, pp. 24–27.
20. Yakovlev E.I., Berestevich A.I., Zhabrev S.B. Formation of a Regulated Structure of Large-Sized Cast Blades for Gas Turbine Units. *Tsvetnye metally*, 2018, no. 5, pp. 86–90.
21. Yakovlev E.I. Production of Castings from Heat-Resistant Nickel Alloys with a Fine-Grained Equiaxed Structure and Reduced Porosity. *Liteynoe proizvodstvo*, 2022, no. 6, pp. 2–5.

Информация об авторах

Яковлев Евгений Игоревич, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Статья поступила в редакцию 15.09.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.09.2025.

The article was submitted 15.09.2025; approved and accepted for publication after reviewing 22.09.2025.

Научная статья

УДК 669.721.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-54-65

ВЛИЯНИЕ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА АДГЕЗИЮ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ, КОРРОЗИЮ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В.А. Дуюнова¹, А.А. Леонов¹, Н.В. Трофимов¹, И.Ю. Мухина¹, З.П. Уридия¹, М.С. Токарев¹

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

Аннотация. Литейные магниевые сплавы применяют для изготовления сложноконтурных отливок переменного сечения, при производстве которых возможно появление металлургических дефектов, таких как недоливы, мелкие трещины, надрывы, раковины, микрорыхлоты. Применение газодинамического напыления специальных порошковых композиций без нагрева для устранения указанных дефектов – наиболее экономичный современный технологический метод. Представлены результаты научно-технических исследований в области изготовления порошковых композиций для литейных магниевых сплавов систем Mg–Al–Zn, Mg–Zn–Zr и Mg–REM–Zr.

Ключевые слова: магниевые сплавы, порошковые композиции, газодинамическое напыление, устранение дефектов, адгезия, механические свойства

Для цитирования: Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Мухина И.Ю., Уридия З.П., Токарев М.С. Влияние газодинамического напыления порошковых материалов на адгезию лакокрасочных покрытий, коррозию, механические свойства магниевых сплавов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 54–65. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-54-65.

Scientific article

EFFECT OF GAS-DYNAMIC SPRAYING OF POWDER MATERIALS ON THE ADHESION OF PAINT COATINGS, CORROSION, AND MECHANICAL PROPERTIES OF MAGNESIUM ALLOYS

V.A. Dyuunova¹, A.A. Leonov¹, N.V. Trofimov¹, I.Yu. Mukhina¹, Z.P. Uridia¹, M.S. Tokarev¹

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

Abstract. Foundry magnesium alloys are used for the manufacture of complex-contoured castings of variable cross-section, during the production of which metallurgical defects may occur, such as underflows, small cracks, tears, shells, and microporosity. The use of gas-dynamic spraying of special powder compositions without heating is the most economical modern technological method to eliminate these defects. The article presents the results of scientific and technical research on the development of powder compositions for casting magnesium alloys of Mg–Al–Zn, Mg–Zn–Zr, Mg–REM–Zr systems.

Keywords: magnesium alloys, powder compositions, gas dynamic spraying, defect elimination, adhesion, mechanical properties

For citation: Dyuunova V.A., Leonov A.A., Trofimov N.V., Mukhina I.Yu., Uridia Z.P., Tokarev M.S. Effect of gas-dynamic spraying of powder materials on the adhesion of paint coatings, corrosion, and mechanical properties of magnesium alloys. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 54–65. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-54-65.

Введение

Магниевого сплавы находят широкое применение в авиационной, автомобильной, транспортной и оборонной промышленности благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности и способности существенно снижать массу конструкций [1]. Тем не менее сложная форма отливок и особенности литейных процессов нередко приводят к возникновению металлургических дефектов, таких как поры, раковины, надрывы, области недоливов и шлаковые включения [2]. Наличие подобных дефектов снижает эксплуатационную надежность изделий и требует применения эффективных технологий их устранения [3–5].

Традиционные методы ремонта, в частности сварка, не всегда позволяют получить необходимый уровень механических и эксплуатационных свойств из-за склонности магниевых сплавов к образованию горячих трещин и изменению структуры [6–8]. Среди современных подходов перспективным является холодное газодинамическое напыление (ХГН) порошковых композиций (ПК) [9–13]. Этот процесс обеспечивает минимальное тепловое воздействие на основной материал, исключает термические деформации и позволяет восстанавливать дефектные области с сохранением свойств магниевых сплавов [14–16]. Несмотря на наличие патентов и отдельных исследований, остается актуальной задача подбора эффективных составов порошков, оптимизации технологии ХГН и комплексной оценки свойств восстановленных участков [17–19].

Цель исследования – разработка эффективных составов и технологии ХГН для восстановления дефектных участков магниевых литейных сплавов, а также комплексная оценка их механических, коррозионных и адгезионных свойств.

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».

Материалы и методы

Для устранения дефектов получали ПК методом распыления (атомизации) и последующего механического легирования. Фракционный состав порошков оптимизировали с помощью аэродинамической сепарации и просева. Исправление дефектов на заготовках и образцах из магниевых сплавов проводили с использованием фракции ПК с размером частиц до 10 мкм. Для отливок из магниевых сплавов ПК по размеру частиц разделены на два класса: первый – до 10 мкм, второй – от 10 до 63 мкм.

Для исправления литейных дефектов и дальнейших исследований выбраны ПК, представленные в табл. 1.

Таблица 1

Порошковые композиции (ПК) для заготовок, образцов и отливок из магниевых сплавов

Условный номер состава	Система состава ПК	Сплав/система	Класс
1	Al–Mg–Si	ВМЛ18/Mg–Al–Zn	Первый (до 10 мкм), второй (10–63 мкм)
2	Al–Mg–Si–Ti		
3	Al–Mg–Gd	ВМЛ20/Mg–Zn–Zr ВМЛ26/Mg–P3M–Zr	
4	Al–Mg–Y		
5	Al–Mg–Zr		

В качестве объектов исследования использованы литейные магниевые сплавы марок ВМЛ18 (система Mg–Al–Zn), ВМЛ20 (система Mg–Zn–Zr) и ВМЛ26 (система Mg–РЗМ–Zr), выплавленные на индукционной плавильной установке с характерными литейными дефектами (типа пор, раковин). Модельные дефекты формировали в заготовках путем сверления отверстий диаметром 2,5–8,5 мм и глубиной до 3 мм, а также вырезания канавок размером 40×3 мм и глубиной 1,0–1,5 мм (рис. 1 и 2).

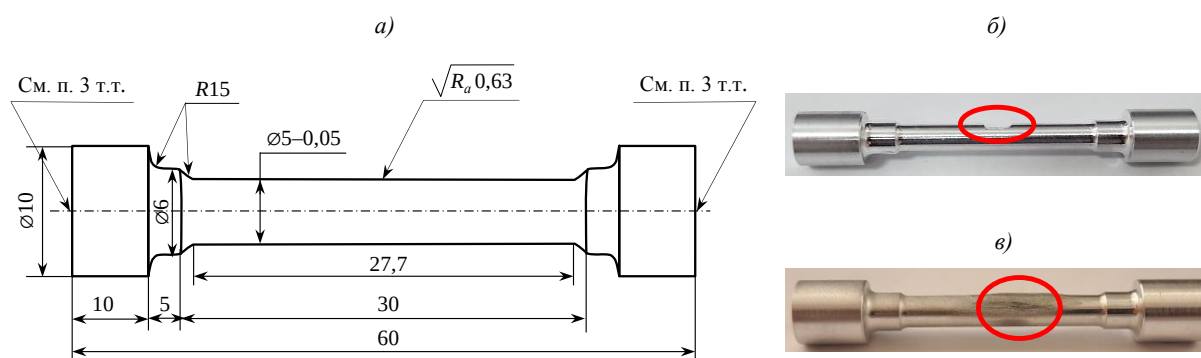


Рис. 1. Эскиз (а) и изготовленные образцы для проведения механических испытаний до (б) и после (в) напыления порошковой композиции

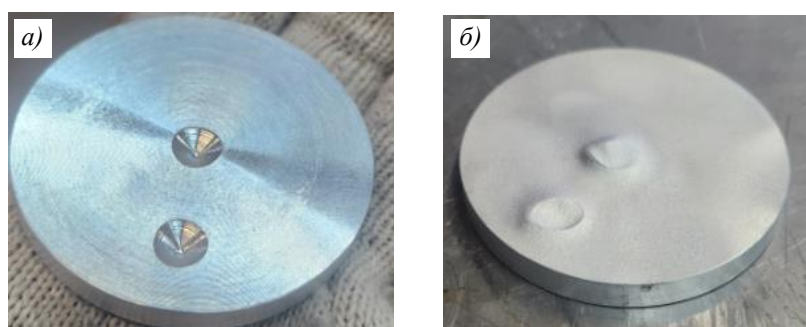


Рис. 2. Изготовленные образцы диаметром 50 мм и толщиной 5 мм для проведения коррозионных испытаний и исследования адгезии лакокрасочного покрытия до (а) и после (б) напыления порошковой композиции

Восстановление проводили методом ХГН с использованием различных ПК на основе систем Al–Mg–Si, Al–Mg–Si–Ti, Al–Mg–Y, Al–Mg–Gd и Al–Mg–Zr. Проведен комплекс исследований: микроструктура изучена с помощью металлографии и оптической микроскопии, механические свойства при растяжении – по ГОСТ 1497–2023, адгезия лакокрасочного покрытия (ЛКП) – по ГОСТ 31149–2014, коррозионная стойкость (испытания в камере соляного тумана (КСТ)) – по ГОСТ 9.912–89.

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

Результаты и обсуждение

Исправление литейных дефектов на заготовках и образцах

На основании опыта НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в области исправления литейных дефектов методом ХГН с использованием серийных ПК подобраны технологические параметры нанесения выбранных ПК на полученные заготовки из литейных магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26.

Определено качество нанесения ПК различных систем на заготовки. В процессе отработки выявлено, что ПК напылялись на заготовки равномерным слоем, с хорошей адгезией без внешних признаков отслаивания и трещин.

Проведено исправление литейных дефектов на заготовках из литейных магниевых сплавов марок ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 методом ХГН с использованием выбранных ПК.

Для оценки применения технологии ХГН для исправления большой площади дефектов на круглых образцах вырезали канавки размером 40×3 мм, глубиной 1,0–1,5 мм. На углубления напыляли ПК, затем зачищали заподлицо с целью придания образцам одинаковой толщины.

Исследованы микроструктуры (рис. 3–5) участков образцов из сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26, подвергнутых ХГН, на металлографическом комплексе при увеличениях $\times(50-500)$.

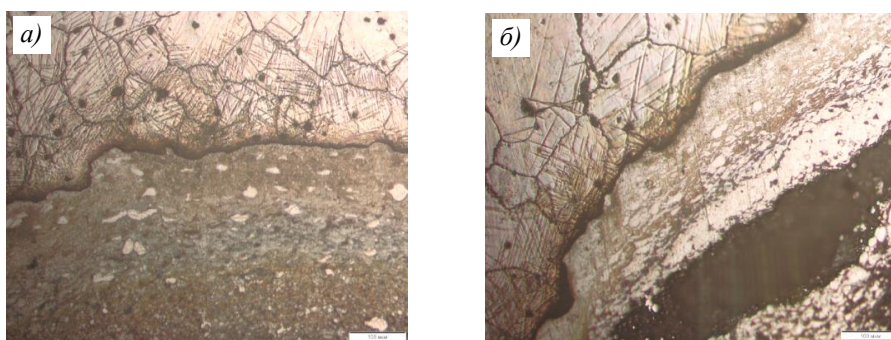


Рис. 3. Микроструктуры образцов из сплава ВМЛ18 с нанесенными порошковыми композициями (фракция частиц размером <10 мкм) составов 1 (а) и 2 (б)



Рис. 4. Микроструктуры образцов из сплава ВМЛ20 с нанесенными порошковыми композициями (фракция частиц размером <10 мкм) составов 3 (а), 4 (б) и 5 (в)

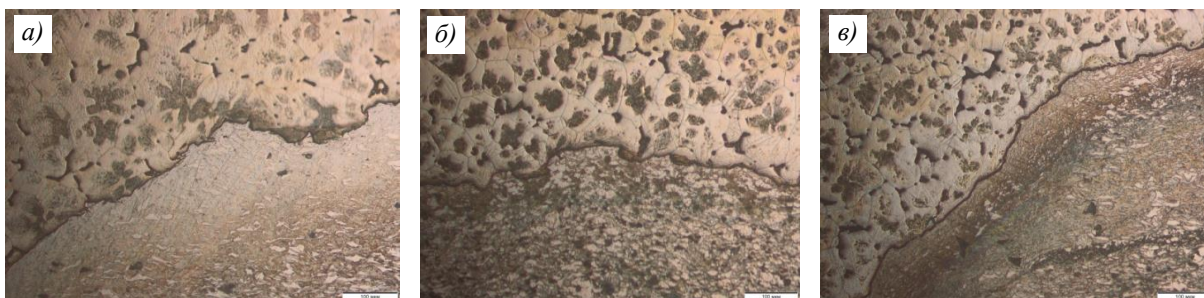


Рис. 5. Микроструктуры образцов из сплава ВМЛ26 с нанесенными порошковыми композициями (фракция частиц размером <10 мкм) составов 3 (а), 4 (б) и 5 (в)

Установлено, что на образцах с напылением ПК составов 1, 3–5 на сплавах ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 порошок плотно прилегает к основному металлу, местами диффундируя в верхний слой основного материала. При использовании ПК состава 2 на границе «порошок–основной металл» выявлены пустоты, что в дальнейшем может привести к отслоению порошка при обработке и нанесении ЛКП.

В табл. 2 приведены механические свойства (σ_b , $\sigma_{0,2}$) образцов из магниевых сплавов марок ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с устраненными литейными дефектами и без дефектов.

Таблица 2

Механические свойства образцов из литейных магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с устраненными дефектами и без дефектов

Состав порошковой композиции	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{b,нап}/\sigma_{b,осн}$
Сплав ВМЛ18			
Без дефектов	<u>246–258</u> 253	<u>110–121</u> 116	–
1	<u>222–231</u> 226	<u>117–127</u> 121	0,88
2	<u>161–204</u> 187	<u>117–130</u> 123	0,72
Сплав ВМЛ20			
Без дефектов	<u>301–310</u> 306	<u>220–229</u> 225	–
3	<u>230–254</u> 243	<u>137–238</u> 214	0,81
4	<u>264–269</u> 267	<u>228–236</u> 232	0,89
5	<u>166–242</u> 212	<u>135–226</u> 196	0,70
Сплав ВМЛ26			
Без дефектов	<u>308–311</u> 309	<u>220–226</u> 222	–
3	<u>234–252</u> 244	<u>221–238</u> 228	0,79
4	<u>191–290</u> 223	<u>173–221</u> 196	0,72
5	<u>274–281</u> 277	<u>205–226</u> 214	0,90
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение. $\sigma_{b,нап}/\sigma_{b,осн}$ – соотношение прочностей образца с напылением и основного материала.			

По результатам исследования установлено, что соотношение прочностей образца с напылением и основного материала превышает 0,85 для образцов с ПК составов 1 (для сплава ВМЛ18), 4 (для сплава ВМЛ20) и 5 (для сплава ВМЛ26). Для всех остальных образцов это соотношение составило $\leq 0,85$, разрушение образцов происходило в местах напыленных дефектов. Соотношение прочностей является ключевым показателем успешности ремонта мест с дефектами.

Проведены испытания коррозионной стойкости образцов из магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с участками, подвергнутыми ХГН, и с нанесенными на них ЛКП в КСТ в течение 720 ч (1 мес.).

Установлено, что на поверхности образцов из сплавов ВМЛ18 с напылением ПК состава 2 (Al–Mg–Si–Ti) и ВМЛ20 с напылением ПК состава 3 (Al–Mg–Gd) наблюдаются

очаги коррозии, что приводит к ухудшению коррозионных свойств (рис. 6). Очаги коррозии образуются в результате разрушения ЛКП и проникновения агрессивной среды к поверхности образца. Коррозионные поражения преимущественно возникают на основном материале (вне зоны напыления).

На остальных образцах коррозионных поражений не обнаружено.

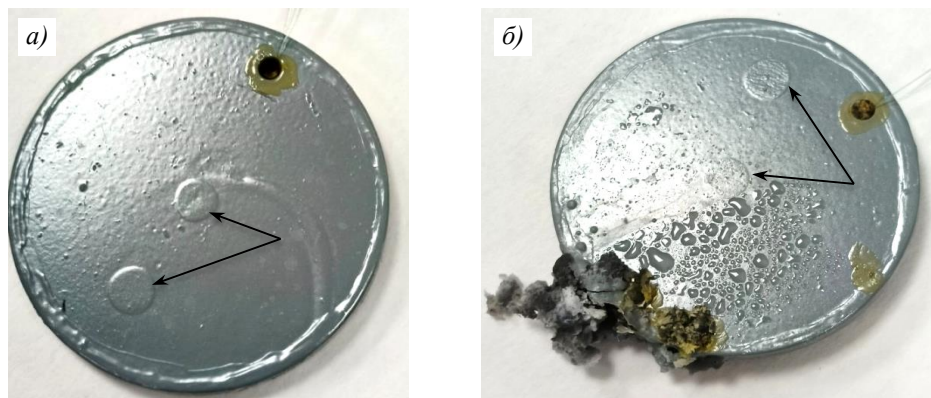


Рис. 6. Образцы из магниевых сплавов после испытания на коррозионную стойкость в камере соляного тумана без коррозионных поражений (а) и с очагом коррозии (б). Места напыления указаны стрелками

Для исправления дефектов отливок можно рекомендовать использование ПК состава 1 (Al–Mg–Si) для сплавов системы Mg–Al–Zn, составов 4 (Al–Mg–Y) и 5 (Al–Mg–Zr) – для сплавов системы Mg–Zn–Zr, составов 3 (Al–Mg–Gd), 4 (Al–Mg–Y) и 5 (Al–Mg–Zr) – для сплавов системы Mg–PЗМ–Zr.

Самое критичное свойство при использовании ХГН – адгезия. Проведены исследования адгезии ЛКП образцов из магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с исправленными дефектами (рис. 7). На образцы, подвергнутые предварительному химическому оксидированию, наносили ЛКП (один слой эмали ЭП-076 и два слоя эмали ЭП-140) в соответствии с ГОСТ 15140–78. Адгезия ЛКП для всех исследованных образцов составила 1 балл.

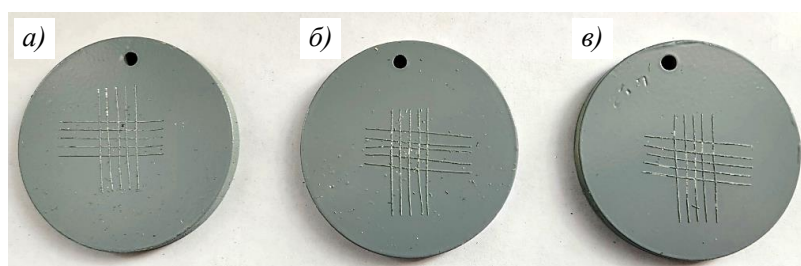


Рис. 7. Образцы из магниевых сплавов ВМЛ18 (а), ВМЛ20 (б) и ВМЛ26 (в) после испытаний на адгезию

По результатам комплекса исследований для литейного магниевых сплава системы Mg–Al–Zn выбрана ПК состава 1, системы Mg–Zn–Zr – состава 4, системы Mg–PЗМ–Zr – состава 5. Определены также технологические параметры изготовления ПК из литейных магниевых сплавов.

Составам ПК, выбранным для магниевых сплавов систем Mg–Al–Zn, Mg–Zn–Zr и Mg–PЗМ–Zr, присвоены марки ВПХ-М1, ВПХ-М2 и ВПХ-М3 соответственно.

Исправление литейных дефектов на отливках

С использованием установки ДИМЕТ модели 405 проведено исправление литейных дефектов методом ХГН на отливках из литейных магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с применением ПК первого и второго классов марок ВПХ-М1, ВПХ-М2 и ВПХ-М3 соответственно. Процесс напыления ПК проходил штатно, порошки ложились ровным слоем, сопло установки не забивалось.

Исследованы микроструктуры образцов, вырезанных из отливок из магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с устраненными литейными дефектами с применением ПК марок ВПХ-М1, ВПХ-М2, ВПХ-М3 и без дефектов (рис. 8–10).

Проведенные металлографические исследования показали, что при использовании оптимальных ПК (ВПХ-М1, ВПХ-М2, ВПХ-М3) достигается плотное сцепление напыленного материала с основой, отсутствуют поры, трещины и другие дефекты на границе раздела, наблюдается частичная диффузия элементов порошка в подложку. Для ряда альтернативных составов аналогичные результаты не выявлены, присутствуют определенная рыхлость слоя и склонность к отслоению.

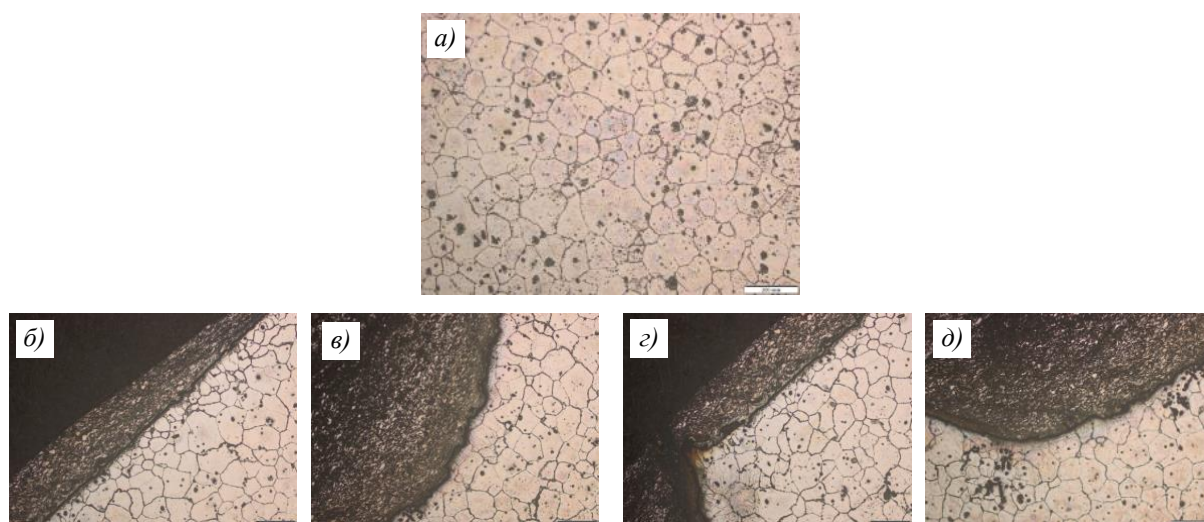


Рис. 8. Микроструктуры образцов из сплава ВМЛ18 без дефектов (а) и с нанесенной порошковой композицией марки ВПХ-М1 первого (б, в) и второго (г, д) классов

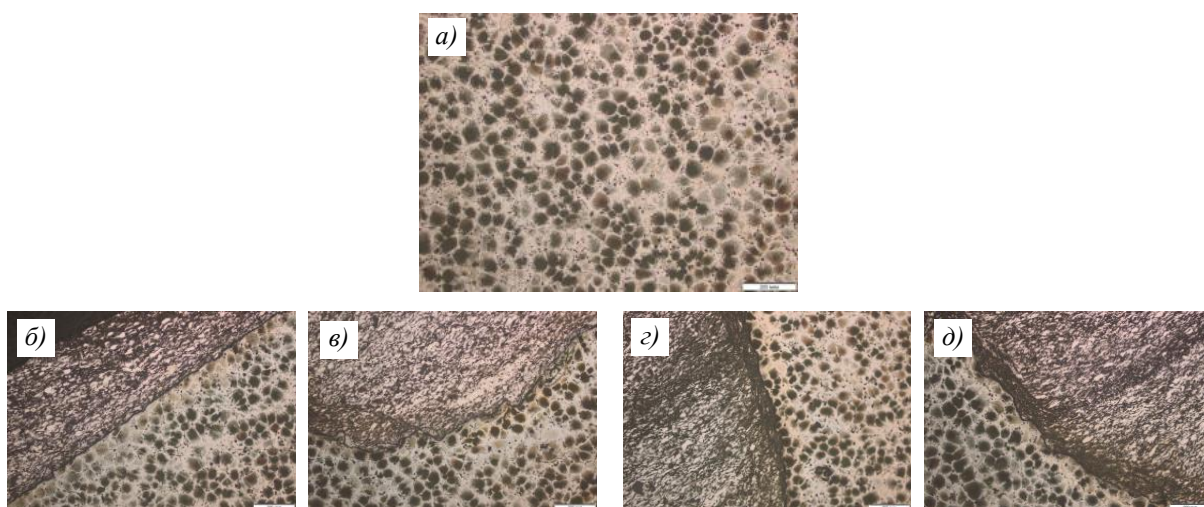


Рис. 9. Микроструктуры образцов из сплава ВМЛ20 без дефектов (а) и с нанесенной порошковой композицией марки ВПХ-М2 первого (б, в) и второго (г, д) классов

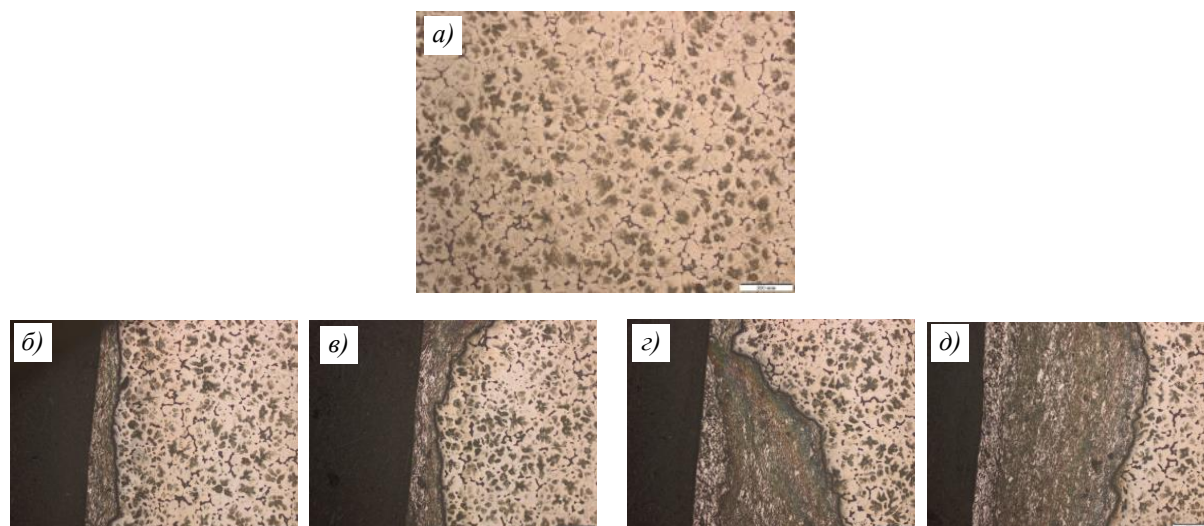


Рис. 10. Микроструктуры образцов из сплава ВМЛ26 без дефектов (а) и с нанесенной порошковой композицией марки ВПХ-М3 первого (б, в) и второго (г, д) классов

В табл. 3 приведены результаты исследования механических свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$) образцов, вырезанных из отливок из магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с устраненными литейными дефектами и без дефектов.

Таблица 3

Механические свойства образцов, вырезанных из отливок из литейных магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с устраненными дефектами и без дефектов

Марка порошковой композиции	Класс порошковой композиции	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{b,нап}/\sigma_{b,осн}$
Сплав ВМЛ18				
Без дефектов	—	<u>249–255</u> 252	<u>112–125</u> 118	—
ВПХ-М1	Первый	<u>220–228</u> 223	<u>119–129</u> 124	0,88
	Второй	<u>225–230</u> 228	<u>121–126</u> 123	0,90
Сплав ВМЛ20				
Без дефектов	—	<u>305–310</u> 308	<u>221–230</u> 227	—
ВПХ-М2	Первый	<u>267–270</u> 268	<u>219–233</u> 227	0,87
	Второй	<u>265–267</u> 265	<u>230–236</u> 232	0,86
Сплав ВМЛ26				
Без дефектов	—	<u>308–315</u> 312	<u>226–229</u> 227	—
ВПХ-М3	Первый	<u>269–278</u> 274	<u>210–219</u> 215	0,87
	Второй	<u>269–270</u> 270	<u>209–225</u> 216	0,86
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение. $\sigma_{b,нап}/\sigma_{b,осн}$ – соотношение прочностей образца с напылением и основного материала.				

Механические испытания показали, что для всех исследованных сплавов выбранные ПК обеспечивают прочность наплавленного участка $\geq 85\%$ от прочности исходного материала.

Проведены испытания на коррозионную стойкость образцов (18 шт.) из отливок из магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с участками, подвергнутыми ХГН, и с нанесенными на них ЛКП в КСТ в течение 720 ч (4 недели).

Испытания восстановленных образцов продемонстрировали, что применение рекомендованных составов ПК обеспечивает полное отсутствие коррозионных поражений в зонах ремонта даже после 720 ч экспозиции в КСТ (рис. 11).

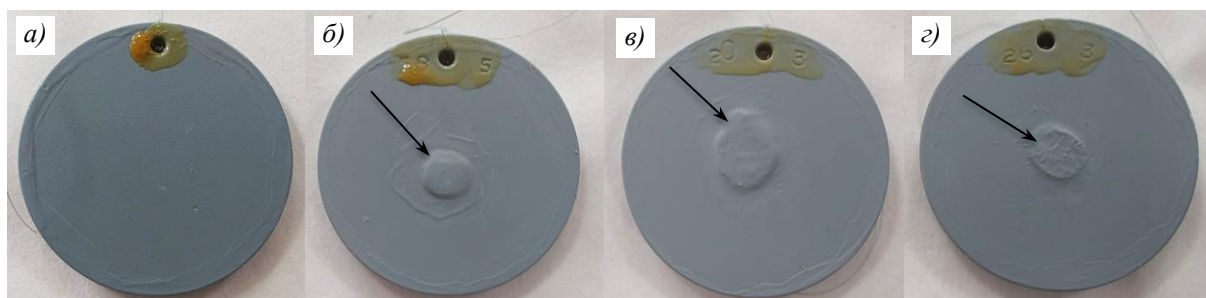


Рис. 11. Образцы после испытаний на коррозионную стойкость сплавов в камере соляного тумана до (а) и после (б–з) напыления. Места напыления указаны стрелками

Исследована адгезия ЛКП. Образцы из отливок из магниевых сплавов ВМЛ18, ВМЛ20 и ВМЛ26 с исправленными дефектами подвергнуты химическому оксидированию, на них нанесены ЛКП (один слой эмали ЭП-076 и два слоя эмали ЭП-140). Адгезию ЛКП испытывали по методу решетчатых надрезов (рис. 12).

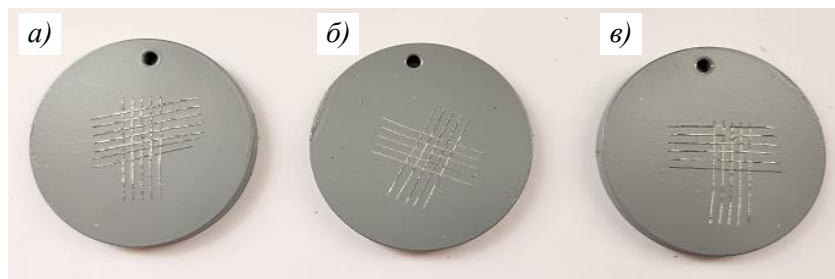


Рис. 12. Образцы из отливок из магниевых сплавов ВМЛ18 (а), ВМЛ20 (б) и ВМЛ26 (в) после испытаний

Оценка адгезии ЛКП показала, что применение ПК марок ВПХ-М1, ВПХ-М2 и ВПХ-М3 позволяет достичь максимального балла по шкале ГОСТ 15140–78, что гарантирует качественную подготовку поверхности под лакокрасочные и антикоррозионные покрытия на дефектных участках.

Заключения

Таким образом, разработанные составы ПК и метод ХГН позволяют эффективно и технологично восстанавливать литейные дефекты изделий из магниевых сплавов.

Технология ХГН с использованием разработанных ПК обеспечивает сохранение механических и коррозионных характеристик, а также высокую адгезию защитных покрытий.

Результаты работы можно использовать для совершенствования ремонтных технологий в промышленности. Перспективными направлениями дальнейших исследований являются масштабирование процесса для крупногабаритных изделий и расширение спектра применяемых систем ПК.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Чесноков Д.В., Кутырев А.Е. Исследование применения комбинированного анодного растворения алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si–Cu с целью прогнозирования потери механических свойств при атмосферной коррозии // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
3. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). С. 24–34. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 26.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. Каблов Е.Н., Кондрашов С.В., Мельников А.А., Щур П.А. Применение функциональных и адаптивных материалов, полученных способом 3D-печати (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). С. 32–51. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
5. Кечин В.А. Пути повышения эффективности применения магниевых сплавов // Литейщик России. 2008. № 7. С. 17–20.
6. Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Токарев М.С. Современные подходы к повышению качества литья и локальному ремонту изделий из магниевых сплавов // Труды ВИАМ. 2025. № 4 (146). С. 57–69. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-4-57-69.
7. Du Z., Peng Y., Teng H. et al. Formation and growth of precipitates in a Mg–7Gd–5Y–1Nd–2Zn–0,5Zr alloy aged at 200 °C // Journal of Magnesium Alloys. 2022. Vol. 13 (3). P. 1–14. DOI: 10.1016/j.jma.2022.10.012.
8. Рохлин Л.Л. Закономерности влияния различных редкоземельных металлов в магниевых сплавах на их прочностные свойства // Вестник Концерна ВКО «Алмаз-Антей». 2020. № 3 (34). С. 38–44.
9. Мухина И.Ю., Трофимов Н.В., Леонов А.А., Ростовцева А.С. Развитие ресурсосберегающих технологических процессов в металлургии магния // Металлы. 2021. № 6. С. 16–24.
10. Истомин А.В. Исследование распределения нанопорошка оксида алюминия в полимерном растворе // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 78–88. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-78-88.
11. Salehi M., Maleksaeedi S., Sapari M.A.B. et al. Additive manufacturing of magnesium–zinc–zirconium (ZK) alloys via capillary-mediated binderless three-dimensional printing // Materials Desing. 2019. No. 169. P. 115–124.
12. Takagi H., Sasahara H., Abe T. et al. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc-based additive manufacturing // Additive Manufacturing. 2018. No. 24. P. 498–507.
13. Knezovis N., Topis A. Additive production of wire and arc – new achievement in production. Cham: Springer international publishing, 2019. P. 65–71.
14. Bachurin N., Stepakin V., Buryak E. Gas-Dynamic spraying in the restoration of machine parts // Proceeding of the Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture. 2024. No. 4 (168). P. 42–45.
15. Чавдаров А.В., Толкачев А.А. Восстановление внутренних поверхностей цилиндрических деталей малых диаметров холодным газодинамическим напылением // Технический сервис машин. 2020. № 3 (140). С. 128–136.

16. Nefedov N.I., Guseva M.A., Khaskov M.A. et al. Peculiarities of temperature behavior of low-molecular fluorooligomers // *Polymer Sciences. Series A*. 2017. Vol. 59. P. 496–505. DOI: 10.1134/S0965545X17040034.
17. Javaid A., Czerwinski F. Progress in twin roll casting of magnesium alloys: A review // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2021. No. 9. P. 362–391.
18. Бобрышев Б.Л., Моисеев В.С., Александрова Ю.П. Совершенствование комплексной обработки магниевых сплавов при плавке // *Технологии легких сплавов*. 2021. № 3. С. 35–44.
19. Kipouros G.J., Sadoway D.R. Removal of Ca from Magnesium melt by Flux Refining // *Materials Transactions*. 2016. Vol. 57. P. 1156–1164. DOI: 10.1016/S1471-5317(01)00004-9.

References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N., Antipov V.V., Chesnokov D.V., Kutyrev A.E. Application of Al–Mg–Si–Cu system aluminum alloy combined anodic dissolution for prognosis of tensile strength loss during natural exposure testing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
3. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Strengthening features and aging kinetics of high-strength cast aluminum alloy AL4MS based on Al–Si–Cu–Mg system. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 24–34. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 26, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. Kablov E.N., Kondrashov S.V., Melnikov A.A., Schur P.A. Application of functional and adaptive materials obtained by 3D printing (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), pp. 32–51. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
5. Kechin V.A. Ways to improve the efficiency of magnesium alloys. *Liteyshchik Rossii*, 2008, no. 7, pp. 17–20.
6. Trofimov N.V., Leonov A.A., Duyunova V.A., Tokarev M.S. Modern approaches to improving the quality of casting and local repairs of products made of magnesium alloys. *Trudy VIAM*, 2025, no. 4 (146), pp. 57–69. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-4-57-69.
7. Du Z., Peng Y., Teng H. et al. Formation and growth of precipitates in a Mg–7Gd–5Y–1Nd–2Zn–0.5Zr alloy aged at 200 °C. *Journal of Magnesium Alloys*, 2022, vol. 13 (3), pp. 1–14. DOI: 10.1016/j.jma.2022.10.012.
8. Rokhlin L.L. Patterns of influence of various rare earth metals in magnesium alloys on their strength properties. *Vestnik Kontserna VKO «Almaz-Antey»*, 2020, no. 3 (34), pp. 38–44.
9. Mukhina I.Yu., Trofimov N.V., Leonov A.A., Rostovtseva A.S. Development of resource-saving technological processes in magnesium metallurgy. *Metally*, 2021, no. 6, pp. 16–24.
10. Istomin A.V. Study of the distribution of aluminum oxide nanopowder in a polymer solution. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 78–88. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-78-88.
11. Salehi M., Maleksaeedi S., Sapari M.A.B. et al. Additive manufacturing of magnesium–zinc–zirconium (ZK) alloys via capillary-mediated binderless three-dimensional printing. *Materials Desing*, 2019, no. 169, pp. 115–124.
12. Takagi H., Sasahara H., Abe T. et al. Material-property evaluation of magnesium alloys fabricated using wire-and-arc-based additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, no. 24, pp. 498–507.
13. Knezovis N., Topis A. *Additive production of wire and arc – new achievement in production*. Cham: Springer international publishing, 2019, pp. 65–71.
14. Bachurin N., Stepakin V., Buryak E. Gas-Dynamic spraying in the restoration of machine parts. *Proceeding of the Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture*, 2024, no. 4 (168), pp. 42–45.

15. Chavdarov A.V., Tolkachev A.A. Restoration of internal surfaces of small-diameter cylindrical parts by cold gas-dynamic spraying. *Tekhnicheskiy servis mashin*, 2020, no. 3 (140), pp. 128–136.
16. Nefedov N.I., Guseva M.A., Khaskov M.A. et al. Peculiarities of temperature behavior of low-molecular fluorooligomers. *Polymer Sciences. Series A*, 2017, vol. 59, pp. 496–505. DOI: 10.1134/S0965545X17040034.
17. Javaid A., Czerwinski F. Progress in twin roll casting of magnesium alloys: A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, no. 9, pp. 362–391.
18. Bobryshev B.L., Moiseev V.S., Aleksandrova Yu.P. Improvement of complex processing of magnesium alloys during melting. *Tekhnologii legkikh splavov*, 2021, no. 3, pp. 35–44.
19. Kipouros G.J., Sadoway D.R. Removal of Ca from Magnesium melt by Flux Refining. *Materials Transactions*, 2016, vol. 57, pp. 1156–1164. DOI: 10.1016/S1471-5317(01)00004-9.

Информация об авторах

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

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

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

Мухина Инна Юрьевна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Уридия Зинаида Петровна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

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

Inna Yu. Mukhina, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Zinaida P. Uridia, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 15.09.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 23.09.2025.
The article was submitted 15.09.2025; approved and accepted for publication after reviewing 23.09.2025.

Научная статья

УДК 669.715:546.661

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-66-84

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЕВРОПИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

И.А. Петров¹, А.В. Трапезников¹, Ю.В. Решетников¹, Е.И. Воробьева¹

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

Аннотация. Рассмотрены различные аспекты применения редкоземельного элемента – европия. Описаны основные области использования европия в различных отраслях промышленности. Показан исторический аспект открытия европия. Приведены результаты исследований по влиянию европия на структуру и механические свойства разных литейных алюминиевых сплавов (силуминов). Рассмотрены различные теории и адсорбционные механизмы, объясняющие процессы модифицирования эвтектического и первичного кремния европием.

Ключевые слова: редкоземельные элементы, европий, литейные алюминиевые сплавы, модифицирование, адсорбционные механизмы, механические свойства, микроструктура

Для цитирования: Петров И.А., Трапезников А.В., Решетников Ю.В., Воробьева Е.И. Перспективы применения европия для повышения эксплуатационных свойств литейных алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 66–84. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-66-84.

Scientific article

PROSPECTS FOR APPLICATION OF EUROPIUM TO IMPROVE THE PERFORMANCE PROPERTIES OF CASTING ALUMINUM ALLOYS

I.A. Petrov¹, A.V. Trapeznikov¹, Yu.V. Reshetnikov¹, E.I. Vorobyova¹

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

Abstract. This review examines various aspects of the application of the rare earth element europium. The main areas of its application in various industries are described. The historical aspect of the discovery of europium is shown. The results of studies on the effect of europium on the structure and mechanical properties of various cast aluminum alloys (silumins) are presented. Various theories and adsorption mechanisms explaining the processes of modification of eutectic and primary silicon with europium are considered.

Keywords: rare earth elements, europium, cast aluminum alloys, modification, adsorption mechanisms, mechanical properties, microstructure

For citation: Petrov I.A., Trapeznikov A.V., Reshetnikov Yu.V., Vorobyova E.I. Prospects for application of europium to improve the performance properties of casting aluminum alloys. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 66–84. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-66-84.

Введение

В настоящее время значительное внимание уделяется вопросам применения редкоземельных элементов (РЗЭ) и их соединений. Благодаря уникальным физическим и химическим свойствам РЗЭ применяют в самых различных отраслях промышленности. Объем потребления РЗЭ в мире увеличивается за счет развития новых наукоемких высокотехнологичных производств (авиационная, ракетно-космическая, электронная и радиоэлектронная промышленность, производство компонентов компьютеров и вычислительной техники, робототехники). В черной и цветной металлургии РЗЭ применяют для повышения уровня эксплуатационных свойств материалов и изделий из них [1–3]. Добавки РЗЭ используют для повышения качества чугуна (модифицирование структуры, очистка от вредных примесей) и сталей (раскисление, дегазация, десульфурация и микролегирование) [2]. Кроме того, РЗЭ применяют в производстве цветных сплавов, а именно жаропрочных сплавов на никелевой основе (раскисление и повышение структурной стабильности) [4], и для легирования титановых сплавов [5]. Для повышения уровня механических, специальных и технологических свойств в алюминиевых и магниевых сплавах используют ряд РЗЭ, в частности Sc, Y, Nd, Ce, La, Er, Tb и др. [6–8]. Оксиды РЗЭ применяют для улучшения механических свойств, теплостойкости и коррозионной стойкости высокотемпературной керамики, что делает их ценным компонентом для производства защитных покрытий, керамических литейных форм и тиглей, работающих в экстремальных условиях [4, 9–12].

Литейные алюминиевые сплавы используют в автомобильной, авиационной и ракетно-космической промышленности благодаря оптимальному сочетанию основных эксплуатационных (прочность, пластичность, коррозионная стойкость и т. д.) и технологических свойств. Особое значение для повышения эксплуатационных характеристик алюминиевых литейных сплавов имеет измельчение структуры. Такой результат достигается легированием, микролегированием или комплексным модифицированием, при котором разные элементы воздействуют на различные структурные составляющие сплава. В большинстве случаев модифицирование можно рассматривать как введение в сплав добавок в количестве от 0,001 до 0,3 %. Известно большое количество элементов, оказывающих модифицирующее воздействие на структуру литейных алюминиевых сплавов [13]. Наиболее часто в литейном производстве для модифицирования силуминов (сплавы систем Al–Si, Al–Si–Mg и Al–Si–Cu–Mg) используют Na или Sr. В то же время для модифицирования сплавов систем Al–Mg, Al–Mg–Si, Al–Cu–Mn, Al–Zn–Mg и др. применяют Ti, Zr или Sc [14, 15].

Эжен Демарсе в 1896 г. обнаружил полосу спектра нового элемента в материале, содержащем самарий. В 1901 г. в работе [16] он сообщил, что предположения о существовании нового элемента подтвердились. Демарсе предложил назвать новый элемент европием (Eu). В 1903–1904 гг. факт существования европия подтвержден французскими учеными Жоржем Урбэном и Генри Лакомбом. Металлический европий впервые получен лишь в 1937 г. [17]. Европий является наиболее легким элементом среди лантаноидов. Плотность европия составляет 5,245 г/см³. Это мягкий РЗЭ, который имеет серебристо-белый цвет и высокую реакционную способность. Он легко окисляется на воздухе, поэтому его хранят в инертной среде или специальных герметичных емкостях, например в парафине.

В настоящее время европий широко используют в различных областях науки и техники. Основное применение европия определяется уникальными люминесцентными характеристиками. Европий – основная составляющая люминофоров, используемых

в электронно-лучевых трубках и плазменных цветных экранах. Соединения европия применяют в ядерной энергетике в качестве поглотителя нейтронов (оксид европия и др.) и в лазерных материалах. В металлургии европий используется в качестве легирующего элемента для улучшения механических и коррозионностойких свойств сплавов [1, 17, 18].

В данной статье рассматривается влияние европия на структуру и механические свойства различных силуминов, а также теории и механизмы, объясняющие процессы модифицирования европием эвтектического и первичного кремния в силуминах.

Теории и механизмы модифицирования европием

Для объяснения процесса модифицирования силуминов обычно используют теорию переохлаждения и адсорбционную теорию.

Основой теории переохлаждения являются данные термического анализа. Согласно теории переохлаждения [19], модифицирование силуминов понижает температуру начала кристаллизации эвтектики. При этом понижается температура первичной кристаллизации α -твердого раствора и кремния. Вследствие переохлаждения кристаллизация протекает очень быстро, что приводит к резкому возрастанию количества центров кристаллизации и получению модифицированной структуры. Основное положение адсорбционной теории заключается в избирательной адсорбции модификатора на гранях кристалла кремния, что затрудняет его рост. Торможение роста кристаллов эвтектического кремния приводит к пересыщению жидкости атомами кремния и образованию при этом новых кристаллов кремния, т. е. модифицированию структуры [20].

Общепризнаны следующие адсорбционные механизмы модифицирования. В работе [21] представлен механизм «отравления» (Twin plane re-entrant edge (TPRE) – входящая в двойную плоскость кромка), который предполагает, что модифицирующий элемент адсорбируется в активных точках роста во входящих углах двойников, затрудняя рост кристаллов кремния и изменяя его направление. В результате дезактивируется механизм TPRE и кристаллы кремния растут более изотропным образом. Другой механизм (Impurity-induced twinning (ИТ) – двойникование, вызванное примесями) предложен в работе [22]. Основная идея механизма ИТ заключается в том, что атомы модифицирующего элемента внедряются в кремний путем адсорбции на фронте роста кристалла на границе раздела твердой и жидкой фаз. Это приводит к образованию новых двойников и, следовательно, обеспечивает их рост в разных направлениях. Согласно механизму ИТ, только элементы, характеризующиеся «идеальным» соотношением атомных радиусов ($r_i/r \approx 1,646$, где r_i – атомный радиус элемента, r – атомный радиус кремния), являются модификаторами.

Очевидно, что существуют различия в способности элементов с «идеальным» соотношением размеров r_i/r влиять на плотность роста двойников (создавать двойникование). Они, безусловно, зависят от других факторов, отличных от соотношения размеров r_i/r . На рис. 1 показана зависимость относительных атомных радиусов ряда РЗЭ от атомного радиуса кремния.

Например, Na имеет меньшее соотношение атомных радиусов ($r_i/r = 1,59$), но гораздо более эффективен, чем Yb ($r_i/r = 1,66$) или Ca ($r_i/r = 1,68$), которые находятся в непосредственной близости друг от друга. Элементы Sr и Ba имеют схожие значения соотношения r_i/r (1,84 и 1,86 соответственно) и эффекты. Помимо фазовых равновесий для бинарных систем, должны учитываться такие факторы, как температура плавления, давление паров, свободная энергия образования оксидов и скорость охлаждения.

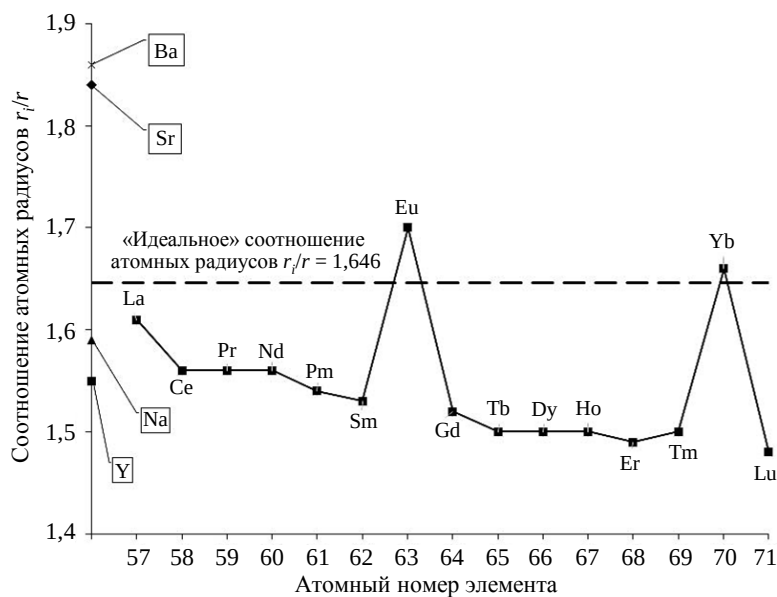
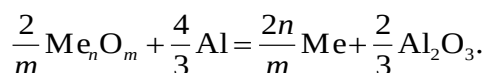


Рис. 1. Соотношение атомных радиусов редкоземельных элементов, Y, Na, Sr, Ba (r_i) и кремния (r) [23, 24]

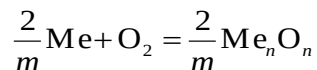
Щелочные элементы имеют низкую температуру плавления и высокое давление паров, что способствует их быстрому распределению по всему расплаву. Наиболее эффективным в этом отношении является Na. На практике модифицирующий эффект Na сохраняется недолго, так как элемент быстро выгорает. Щелочноземельные элементы имеют температуру плавления, близкую к температуре алюминиевых сплавов, но относительно низкое давление паров. Они растворяются довольно быстро и сохраняют модифицирующий эффект в расплаве гораздо дольше, чем щелочные металлы, что обеспечивает преимущества использования Sr или Ba на практике. Большинство РЗЭ (например, европий) имеют схожую температуру плавления, поэтому растворяются практически с той же скоростью, что и щелочноземельные элементы, но также сохраняют модифицирующий эффект в расплаве в течение длительного времени только за счет давления паров [22].

В зависимости от применяемого элемента фазовые диаграммы алюминия делятся на две категории. К первой категории относятся фазовые диаграммы алюминия с редкоземельными и щелочноземельными элементами, которые обладают повышенной растворимостью в жидком состоянии, низкой растворимостью в твердом состоянии и образуют соединения. Ко второй категории относятся фазовые диаграммы алюминия с щелочными элементами, имеющими незначительную растворимость в твердом состоянии и ограниченную растворимость в жидком состоянии, а также монотектические точки при очень небольших концентрациях. Диаграммы данного типа обеспечивают эффективный механизм повышения концентрации модифицирующего элемента на фронте роста твердой и жидкой фаз. Образование тройных соединений типа Al_nSi_mMe может являться показателем того, что модифицирующий элемент, вероятно, будет адсорбироваться на фронте роста кристаллов кремния. Следовательно, при благоприятном соотношении атомных радиусов r_i/r вероятность образования двойников возрастает [22].

Модифицирующие элементы, такие как щелочные и щелочноземельные металлы, а также РЗЭ, проявляют высокое химическое сродство к кислороду и могут образовывать оксиды. Взаимодействие оксидов металлов с алюминием может быть представлено в общем виде следующим уравнением:



К основным условиям самопроизвольного протекания реакции относится более высокая термодинамическая прочность оксида алюминия по сравнению с оксидами восстанавливаемых металлов. Проведенные термодинамические расчеты для реакции образования оксидов щелочных металлов и некоторых РЗЭ по общей реакции



при температурах плавки (1000–1100 К) показали, что большинство щелочных металлов (за исключением лития), а также европий образуют оксиды, имеющие меньшее абсолютное значение свободной энергии Гиббса ΔG^0 , чем оксид алюминия Al_2O_3 .

Для реакции образования оксида европия $\Delta G_{1000 \text{ К}}^0 = -138$ кДж/моль. По степени прочности оксидов элементы располагаются в следующем порядке: Cs, Rb, K, Na, Eu, Al, La, Ce, Ba, Li, Sc, Sr, Y, Nd, Yb, Pr, Sm, Gd, Dy, Tb, Er [25, 26]. Элементы, располагающиеся левее Al, могут быть восстановлены алюминием из кислородных соединений. При этом чем меньше величина свободной энергии Гиббса образования оксида, тем более активно развивается реакция восстановления.

Следует отметить, что, растворяя восстановленный элемент, алюминий выводит его из зоны реакции и тем самым препятствует протеканию вторичных реакций (окисление), а также испарению элементов.

Свободная энергия Гиббса реакции взаимодействия оксида европия с алюминием имеет отрицательное значение ($\Delta G_{1000 \text{ К}}^0 = -1182$ кДж/моль), что свидетельствует о термодинамической возможности протекания данной реакции в прямом направлении и отличает поведение европия в расплаве от других РЗЭ.

В таблице приведены некоторые физические и кристаллографические свойства Eu и Al_4Eu [22, 26–28].

Физические и кристаллографические свойства Eu и Al_4Eu

Показатель	Значения показателей	
	Eu	Al_4Eu
Температура плавления, °С	826	–
Температура кипения, °С	1529	–
Давление паров над расплавом при температуре 1000 К, МПа	$1,8 \cdot 10^{-5}$	–
Поверхностное натяжение, Н/м	264	–
Тип решетки	ОЦК	ОЦТ
Параметр кристаллической решетки a , нм	0,4581	4,42
Температура образования интерметаллида, °С	–	628
Примечание. ОЦК – объемноцентрированная кубическая решетка, ОЦТ – объемноцентрированная тетрагональная решетка.		

Исходя из механизма модифицирования эвтектического кремния ПТ, европий находится в доступном диапазоне соотношения атомных радиусов $r_i/r = 1,70$ для модифицирования эвтектического кремния. Согласно данным таблицы, европий должен являться эффективным модификатором эвтектического кремния.

Большой интерес представляет использование европия для модифицирования силуминов. В ряде работ [29–43] показано, что европий оказывает модифицирующее воздействие на структуру силуминов, приводя к повышению уровня механических свойств. Помимо измельчения основных структурных составляющих силумина (кремний в эвтектике $\alpha + \text{Si}$ и $\alpha\text{-Al}$), европий положительно влияет на морфологию Fe-содержащей фазы (подавляет игольчатую структуру).

Применение европия в доэвтектических силуминах

Исследования ряда авторов [29–36] показали, что введение европия в доэвтектические силумины положительно влияет на микроструктуру и механические свойства. Установлено, что для эффективного модифицирования эвтектического кремния в сплаве состава Al–5Si достаточно введения 0,05 % Eu. В то же время для доэвтектических силуминов с большим содержанием кремния для получения измельченного эвтектического кремния с тонковолокнистой морфологией нужно вводить Eu в количестве от 0,1 до 0,16 % для сплава состава Al–7Si, до 0,24 % – для сплава состава Al–10Si (рис. 2).

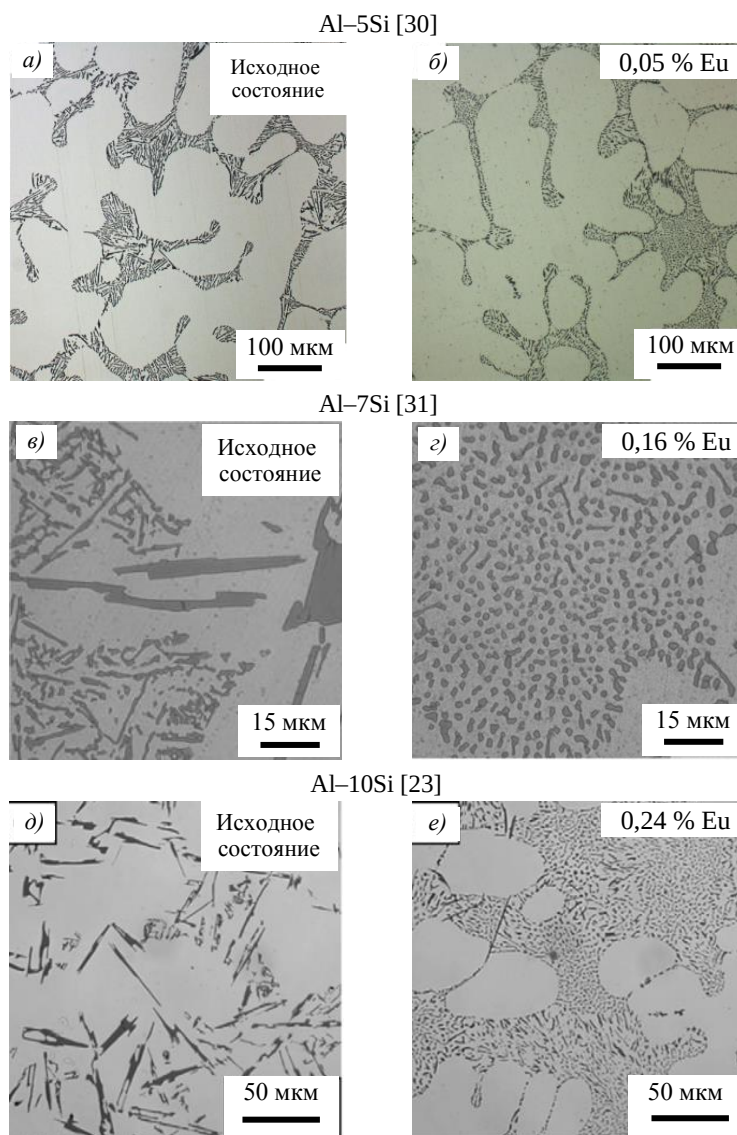


Рис. 2. Микроструктуры доэвтектических силуминов с различным содержанием кремния в исходном состоянии (а, в, д) и модифицированных европием (б, з, е)

В работе [35] исследованы микроструктура и механические свойства алюминиевого сплава A356 с добавлением Eu. Подтверждено, что 0,1 % Eu эффективно модифицирует эвтектический Si и уменьшает расстояние между вторичными дендритными ветвями α -Al. Измельчение микроструктуры в сплаве A356, содержащем 0,1 % Eu, в сочетании с термообработкой Т6 повышает предел прочности до 265 МПа и пластичность до 14,7 % относительно показателей исходного сплава.

Модифицирование эвтектического Si, вызванное добавлением европия, исследовано авторами работ [32, 34] с помощью методов структурно-фазового анализа (сканирующая электронная микроскопия с системой энергодисперсионной спектрометрии) и дифференциальной сканирующей калориметрии. Согласно результатам дифференциальной сканирующей калориметрии, введение Eu приводит к переохлаждению расплава и способствует появлению большего количества зародышей эвтектического кремния. Исследование микроструктуры показало, что внутри эвтектического кремния обнаружено множество двойников частиц Si. Кроме того, фаза $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Eu}$ наблюдается как вблизи, так и внутри эвтектического Si (рис. 3–5), что, предположительно, препятствует росту кристаллов Si. Образование большой плотности двойников кремния можно объяснить адсорбцией атомов европия.

Экспериментальные и теоретические исследования авторов работы [36] выявили различные функции атомов европия в процессе роста эвтектического Si в сплавах системы Al–Si:

- адсорбируются в активных точках роста во входящих углах двойников, что затрудняет и изменяет направление роста кристаллов кремния, запуская механизм «отравления» TPPE (рис. 6, *a*);
- внедряются в кремний путем адсорбции на фронте роста кристалла кремния на границе раздела твердой и жидкой фаз, запуская механизм ИТ (рис. 6, *б*);
- располагаются перед растущими двойниками Si, образуя сплошной слой, богатый европием, что свидетельствует о захвате растворенного вещества внутри эвтектического Si (рис. 6, *в*).

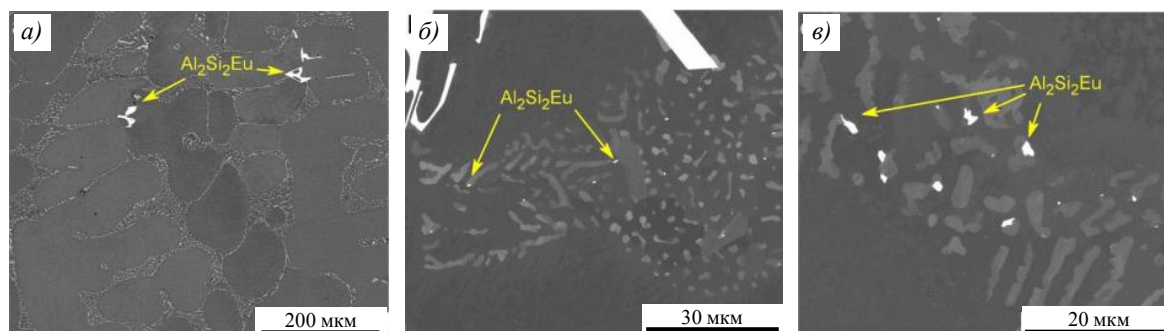


Рис. 3. Микроструктура сплава состава Al–5Si с содержанием 0,05 % Eu, полученная с помощью сканирующей электронной микроскопии: *a* – модифицированная эвтектическая фаза и доэвтектические крупные интерметаллидные фазы $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Eu}$; *б*, *в* – более мелкие интерметаллидные фазы $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Eu}$, образовавшиеся в процессе роста эвтектики [34]

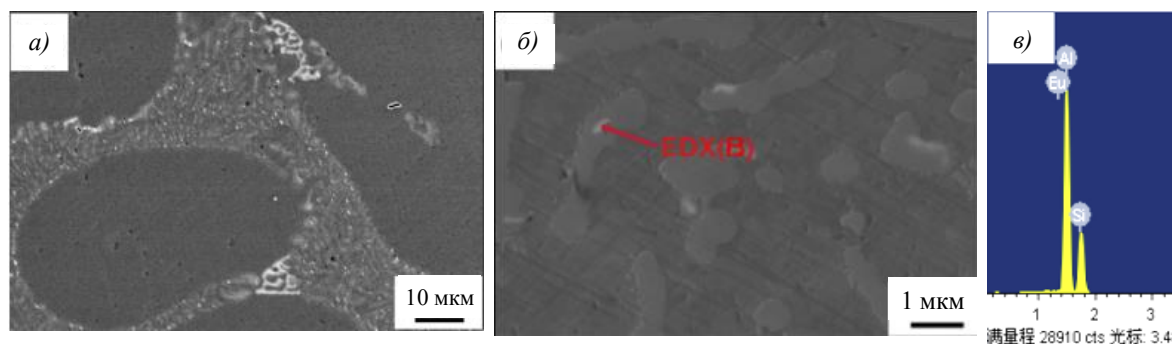


Рис. 4. Микроструктура сплава A356, полученная с помощью сканирующей электронной микроскопии (*a*), энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (Energy-dispersive X-ray (EDX)) в точке (*б*), и состав фазы $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Eu}$ (*в*) [35]

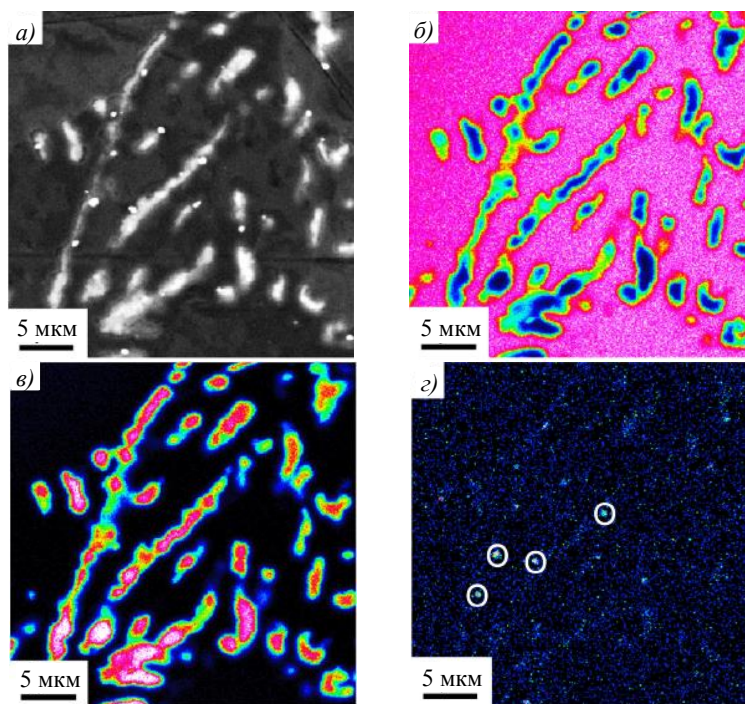


Рис. 5. Изображение, полученное с помощью сканирующей электронной микроскопии (а), и элементное картирование (б – Al; в – Si; г – Eu) исследуемого участка образца из сплава состава Al–5Si, модифицированного 0,05 % Eu [30]

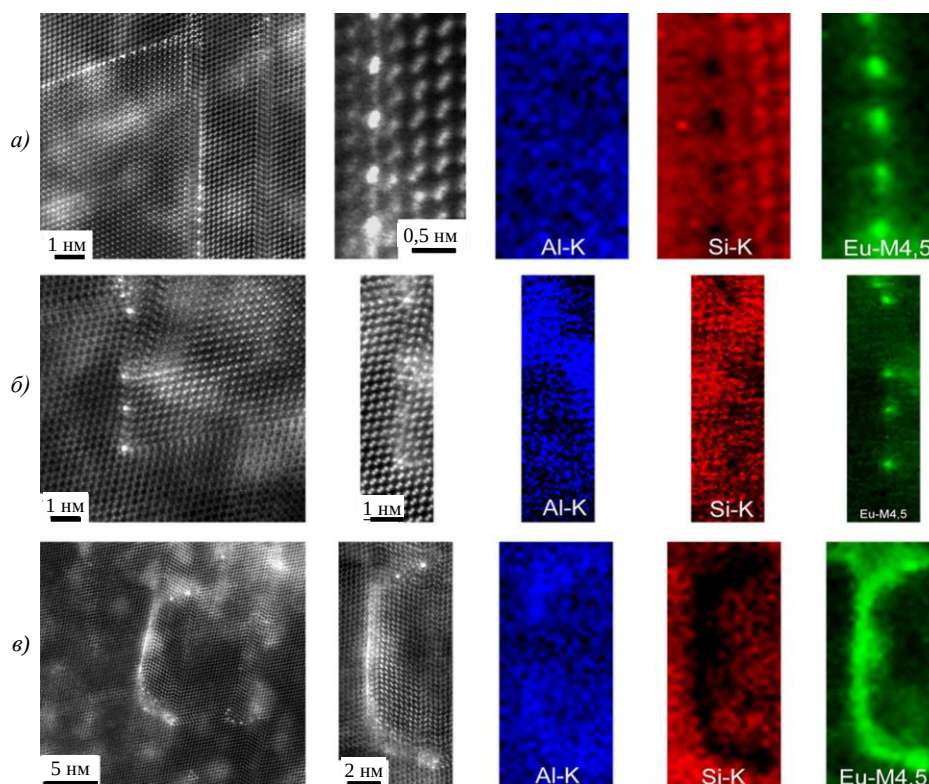


Рис. 6. Изображения высокого разрешения, полученные с помощью высокоугловой кольцевой темнопольной сканирующей просвечивающей электронной микроскопии, и карты спектроскопии потерь энергии электронами для Al, Si и Eu в сплаве состава Al–5Si–0,05Eu. Атомы Eu расположены между двумя атомами Si на границе входа в двойниковую плоскость (а), на пересечении граней Si и двойников (б), перед растущими двойниками Si, образуя непрерывный слой, богатый Eu (в) [36]

Данные исследования не только демонстрируют экспериментальное подтверждение общепринятых механизмов «отравления» TPPE и ИТ, но и позволяют понять функции атомов Eu в процессе роста эвтектического Si.

Помимо европия, для модифицирования доэвтектических силуминов и повышения уровня механических свойств сплавов иногда применяют совместное введение элементов, например Eu + Er, Eu + Ta и TiB₂ [37–39].

Применение европия в заэвтектических силуминах

Исследования авторов работ [40–43] показали, что введение европия положительно влияет на микроструктуру и механические свойства заэвтектических силуминов. Данные по оптимальному количеству европия для достижения эффективного измельчения первичного и эвтектического кремния в заэвтектических силуминах разнятся. Для получения измельченного первичного и эвтектического кремния в заэвтектическом силумине с содержанием кремния 16 % вводят 0,2 (рис. 7) или 0,8 % Eu, а для сплава А390 используют 0,6 % Eu.

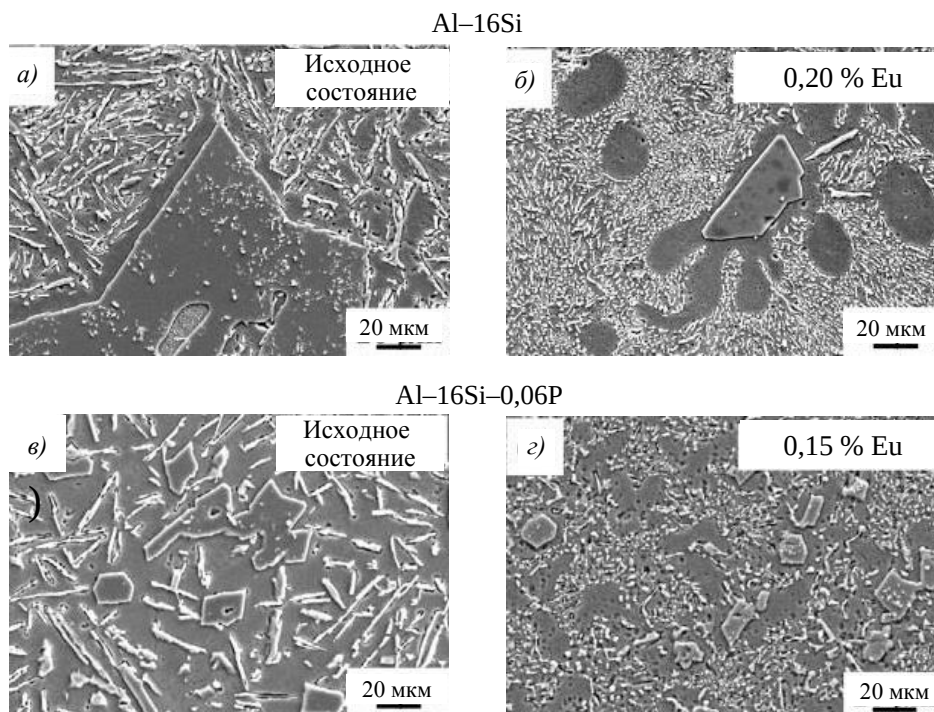


Рис. 7. Микроструктуры заэвтектических силуминов в исходном состоянии (а, в) и модифицированных европием (б, г) [40]

Влияние добавки Eu на измельчение первичного Si и эвтектики в сплавах состава Al–16Si изучено авторами работы [40] с помощью методов структурно-фазового анализа (сканирующая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ, электронно-зондовый микроанализ, просвечивающая электронная микроскопия) и термического анализа. Исследование микроструктуры сплава состава Al–16Si, модифицированного 0,2 % Eu, показало, что в структуре присутствует фаза Al₂Si₂Eu, которая наблюдается как вблизи, так и внутри эвтектического Si. Внутри эвтектического кремния обнаружено множество двойников частиц Si. В то же время внутри первичного кремния не обнаружено достаточного количества Eu, что не способствует явному образованию двойников, как в частицах эвтектического кремния (рис. 8). Следовательно, измельчение

первичного Si в исследованном сплаве не вызвано адсорбционным механизмом ИТ и механизмом «отравления» TPPE, как у эвтектического кремния. Согласно результатам термического анализа, с увеличением содержания Eu с 0,05 до 0,20 % в сплаве состава Al–16Si повышается степень переохлаждения расплава, что способствует одновременному измельчению первичного кремния и модифицированию эвтектического кремния. Разные механизмы модифицирования Eu в первичном и эвтектическом Si могут быть обусловлены различными условиями их роста, что приводит к различным параметрам адсорбции Eu на границе раздела фаз в Si.

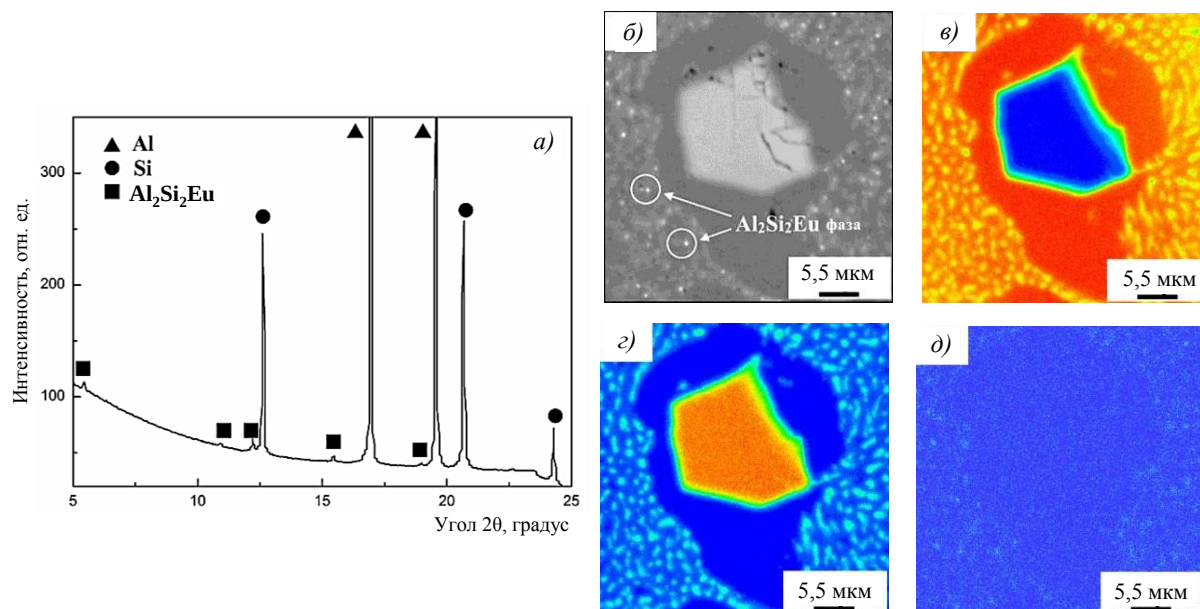


Рис. 8. Рентгенограмма (а), микроструктура, полученная с помощью сканирующей электронной микроскопии (б), и элементное картирование (в – Al, з – Si, д – Eu) исследуемого участка образца из сплава состава Al–16Si, модифицированного 0,2 % Eu [40]

В дальнейшем авторы работы [40] показали, что примесь фосфора в заэвтектическом силумине оказывает значительное влияние на эффективность измельчения РЗЭ первичного Si. Измельчение первичного Si в сплаве состава Al–16Si с добавкой европия и фосфора вызвано двумя различными механизмами, включая механизмы гетерогенного зародышеобразования AlP и переохлаждения расплава Eu. При добавлении 0,15 % Eu предел прочности сплава состава Al–16Si–0,06P повысился с 140,8 до 144,8 МПа, относительное удлинение – с 6,6 до 9,8 %. Однако для модифицирования первичного Si в заэвтектических силуминах с высоким содержанием кремния соотношение Eu:P не должно превышать 3,33. В противном случае эффективность измельчения первичного Si будет снижена из-за взаимного «отравления» Eu и P.

В работе [41] авторы изучили влияние Eu в концентрациях от 0,3 до 0,9 % на кремниевую фазу и механические свойства заэвтектического силумина состава Al–16Si. Введение 0,8 % Eu привело к образованию измельченного сфероидизированного первичного и модифицированного эвтектического кремния (рис. 9). Предел прочности и относительное удлинение увеличились на 16,26 и 166 % соответственно относительно показателей исходного сплава. Измельчение первичного кремния вызвано переохлаждением расплава Eu. Сфероидизацию первичного кремния можно объяснить механизмами «отравления» TPPE и ИТ из-за адсорбции Eu на параллельных двойниках, пересекающихся двойниках и во входящих углах двойников.

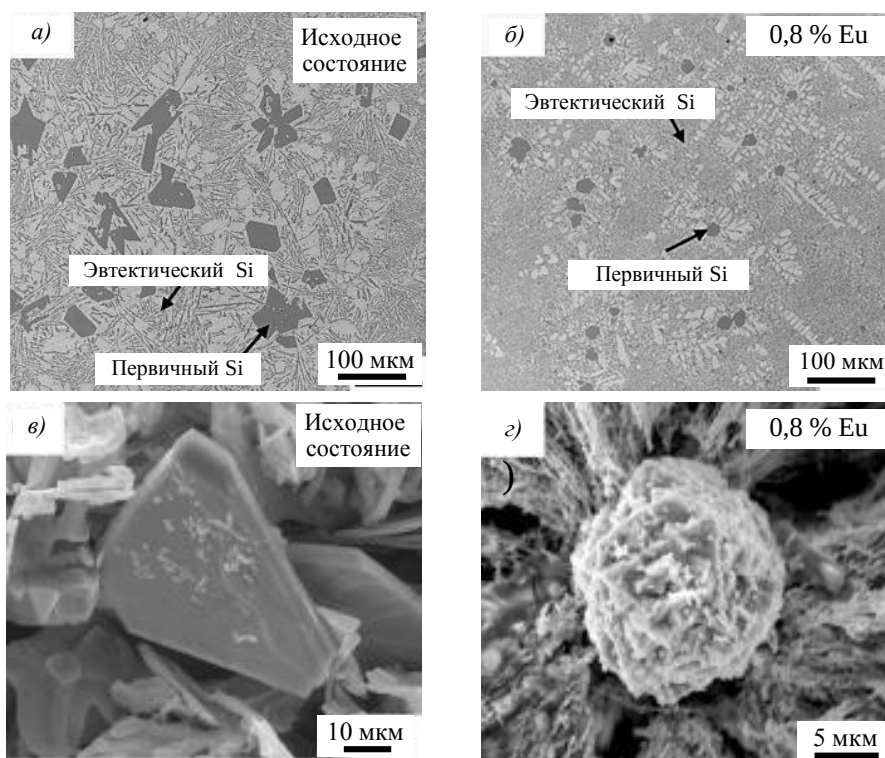


Рис. 9. Микроструктура (а, б) и трехмерная морфология (в, г) первичного кремния в сплаве состава Al–16Si в исходном состоянии и модифицированном 0,8 % Eu [41]

В дальнейших работах [42, 43] авторы исследовали влияние Eu в концентрациях от 0,3 до 0,7 % на микроструктуру и механические свойства сплава А390. Микроструктурный анализ (рис. 10) показал, что добавление 0,6 % Eu приводит как к эффективно-му измельчению и сфероидизации первичного кремния, так и к модифицированию эвтектического кремния в сплаве А390. Кроме того, достигаются измельчение интерметаллидных фаз Al–Si–Fe–Mn и фрагментация фаз Al_2Cu .

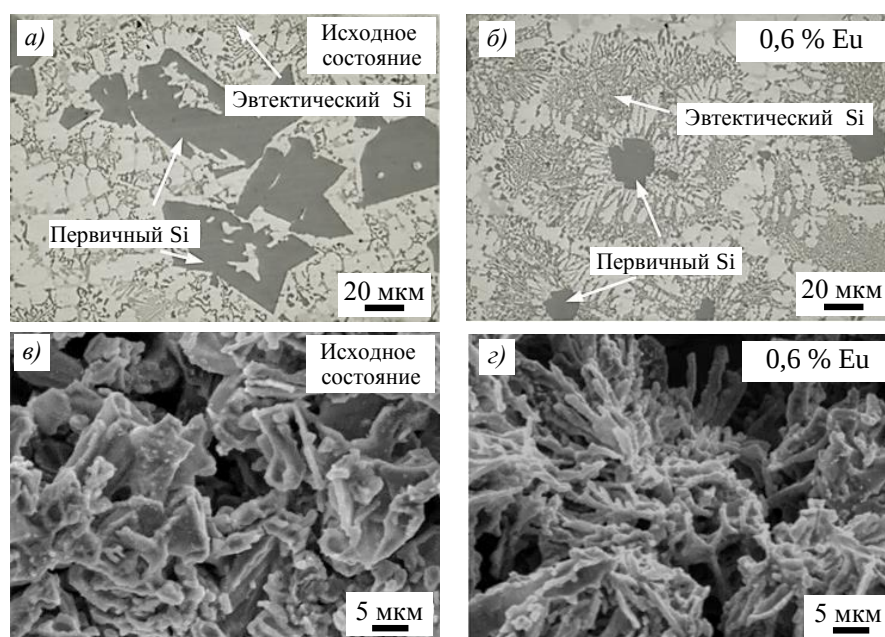


Рис. 10. Микроструктура (а, б) и трехмерная морфология (в, г) эвтектического кремния в сплаве А390 в исходном состоянии и модифицированном 0,6 % Eu [43]

Измельчение микроструктуры в сплаве А390 с содержанием 0,6 % Eu в сочетании с термообработкой Т6 повышает предел прочности с 193,1 до 241,2 МПа и пластичность с 0,73 до 1,47 % относительно показателей исходного сплава. Результаты электронно-зондового микроанализа указывают на предпочтительность осаждения Eu внутри первичного кремния (рис. 11). Результаты дифракции обратно отраженных электронов также показывают, что добавление 0,6 % Eu приводит к значительному увеличению плотности двойникования в первичном кремнии. В дальнейшем авторы провели структурный анализ с помощью методов высокоугловой кольцевой темнопольной сканирующей просвечивающей электронной микроскопии и атомно-зондовой томографии.

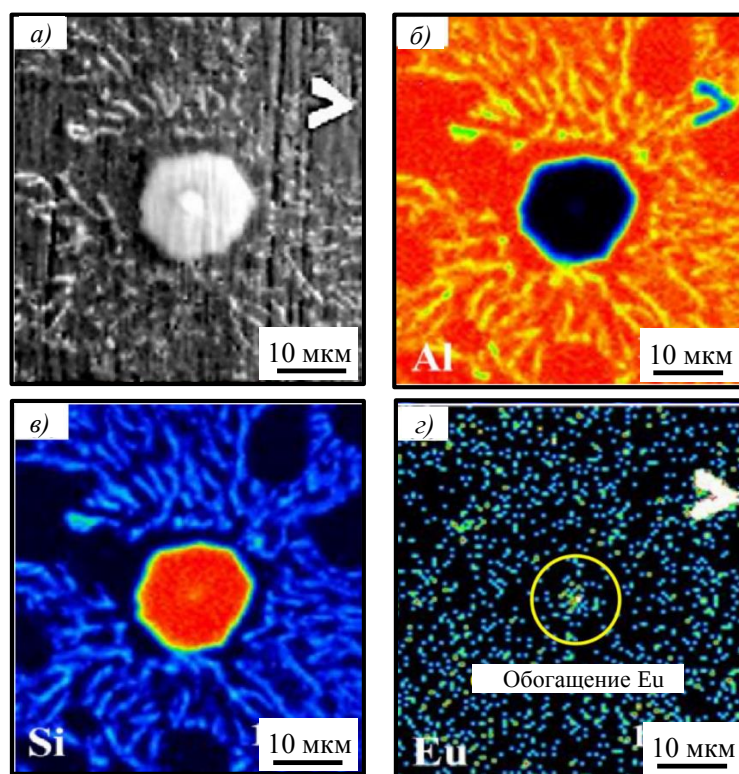


Рис. 11. Микроструктура, полученная с помощью сканирующей электронной микроскопии (а), и элементное картирование (б–д) исследуемого участка образца из сплава А390, модифицированного 0,6 % Eu [42]

Структурный анализ показал, что в сплаве, модифицированном Eu, в шаровидном первичном кремнии выявлены изогнутые границы двойников, границы субзерен и особые границы двойников. Анализ результатов атомно-зондовой томографии показал, что атомы Al и Eu присутствовали в модифицированном первичном кремнии в виде шаровидных, Т-образных, прямых и изогнутых стержнеобразных кластеров (рис. 12).

Согласно полученным данным, авторы работы [43] предложили адсорбционный механизм модифицирования первичного кремния из пяти этапов:

- шаровидные кластеры образуют параллельные и пересекающиеся двойники;
- прямые стержнеобразные кластеры запускают механизм «отравления» TPPE;
- Т-образные кластеры приводят к образованию многослойных пересекающихся двойников;
- изогнутые стержнеобразные кластеры вызывают образование изогнутых двойников;
- изогнутые стержнеобразные кластеры образуют особые двойники.

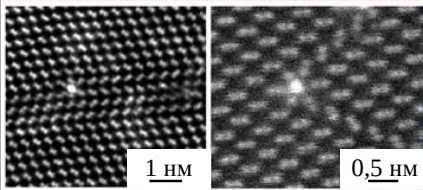
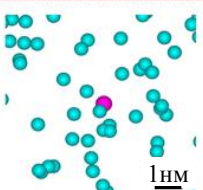
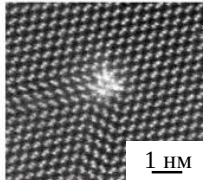
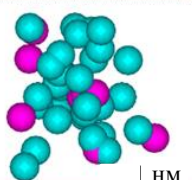
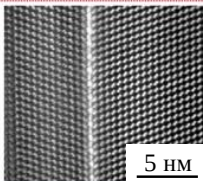
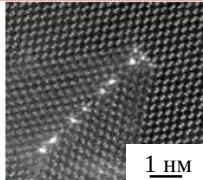
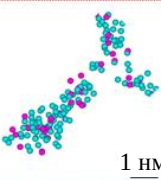
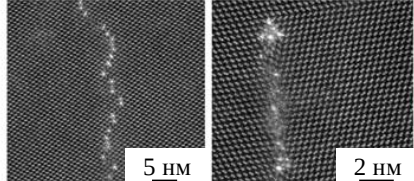
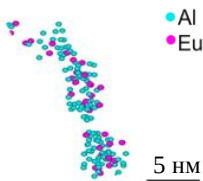
HAADF STEN	A3T	Морфология кластеров
		Шаровидная
		Шаровидная
		Прямая стержнеобразная
		T-образная
		Изогнутая стержнеобразная

Рис. 12. Изображения высокого разрешения, полученные с помощью высокоугловой кольцевой темнопольной сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (High Angle Annular Dark Field Scanning Transmission Electron Microscopy (HAADF STEM)), и трехмерное изображение кластеров атомов Al и Eu в сплаве A390, полученное с помощью атомно-зондовой томографии (A3T) [43]

Эти механизмы облегчают переход от изначально анизотропного к изотропному росту первичного кремния с добавлением Eu.

Заключения

Согласно анализу научно-технической литературы, можно сделать вывод, что европий оказывает эффективное воздействие на измельчение структуры и повышает уровень механических свойств как у доэвтектических, так и у заэвтектических силуминов. Установлено, что для эффективного модифицирования эвтектического кремния в доэвтектических силуминах нужно увеличивать концентрацию европия с повышением содержания кремния. Определено, что для эффективного измельчения и сфероидизации первичного кремния в заэвтектических силуминах необходимо также увеличивать концентрацию европия с повышением содержания кремния. Исследования микроструктуры силуминов показали наличие фазы $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Eu}$, которая наблюдается как вблизи, так и внутри эвтектического кремния.

Выявлено, что при измельчении структуры и изменении морфологии эвтектического кремния действует несколько адсорбционных механизмов. Во-первых, действуют механизмы «отравления» TPPE и ПТ, которые приводят к образованию большой плотности двойников кремния. Во-вторых, наблюдается переохлаждение расплава, что способствует появлению большего количества зародышей эвтектического кремния.

В то же время при измельчении и сфероидизации первичного кремния действуют более сложные адсорбционные механизмы (как по отдельности, так и совместно). Во-первых, действуют механизмы «отравления» TPPE и ПТ. Во-вторых, происходит многоэтапное образование различных двойников за счет формирования кластеров разной морфологии. В-третьих, наблюдается переохлаждение, что способствует одновременному измельчению первичного кремния и модифицированию эвтектики. Вероятно, существуют и другие факторы (скорость охлаждения, наличие вредных примесей – фосфора), которые имеют значение для модифицирования эвтектического и первичного кремния.

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

Список источников

1. Барановская В.Б., Карпов Ю.А., Петрова К.В., Короткова Н.А. Современные направления использования редкоземельных металлов и их соединений в металлургии и производстве оптических материалов // Цветные металлы. 2020. № 11. С. 54–62.
2. Волков А.И., Стулов П.Е., Леонтьев Л.И., Углов В.А. Анализ использования редкоземельных металлов в черной металлургии России и мира // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 6. С. 405–418.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и высоких технологий будущего // Труды ВИАМ. 2013. № 2. С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.08.2025).
5. Ночовная Н.А., Хорев А.Л., Яковлев А.И. Перспективы легирования титановых сплавов РЗЭ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 8. С. 18–23.
6. Скупов А.А., Пантелеев М.Д., Иода Е.Н. Эффективность применения редкоземельных металлов для легирования присадочных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 3 (48). С. 14–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-14-19.
7. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В., Алиханян А.А. Исследование влияния полного цикла термической обработки на структуру и механические свойства поковок из магниевого жаропрочного сплава системы Mg–Zn–Zr–РЗЭ // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 1 (78). С. 88–98. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-88-98.
8. Мостяев И.В. РЗЭ – фактор качественного повышения свойств магниевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2015. № 7. С. 8–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-7-2-2.
9. Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Воронов В.А. Нанесение керамических слоев теплозащитных покрытий на основе систем Gd_2O_3 – ZrO_2 – HfO_2 и Sm_2O_3 – Y_2O_3 – HfO_2 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). С. 108–119. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.

10. Суджанская И.В., Лебедева Ю.Е., Ваганова М.Л., Щеголева Н.Е. Влияние легирующих добавок CeO_2 , Y_2O_3 на микроструктуру и механические свойства керамической шпинели MgAl_2O_4 // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 2 (79). С. 91–102. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-91-102.
11. Varfolomeev M.S., Shcherbakova G.I. Refractory compositions designed for highly heat-resistant ceramic molds in foundry practice // *Refractories and Industrial Ceramics*. 2018. Vol. 59. No. 3. P. 290–295.
12. Соколов А.В., Дейнега Г.И., Кузьмина Н.А. Влияние добавки Sc_2O_3 на температуру спекания и свойства оксидной керамики системы $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 64–69. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-64-69.
13. Шляпцева А.Д., Петров И.А., Ряховский А.П., Моисеев В.С. Разработка комплексного модифицирующего флюса для литейных алюминиевых сплавов // *Литейщик России*. 2020. № 4. С. 13–17.
14. Трапезников А.В., Власова К.А., Решетников Ю.В. Применение таблетированных модификаторов для литейных алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 3 (76). С. 14–24. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-14-24.
15. Дуюнова В.А., Трапезников А.В., Леонов А.А., Коренева Е.А. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2023. № 4 (122). С. 14–26. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-14-26.
16. Demarçay E. Sur un nouvel élément, l'euporium // *Comptes Rendus Hebdomadaires des Séances de l'Académie des Science*. 1901. Vol. 132. P. 1484–1486.
17. Детков П.Г., Дробот Д.В. История открытия редкоземельных элементов. Самарий, европий и гадолиний // *Цветные металлы*. 2024. № 5. С. 84–90.
18. Энциклопедия технологий 2.0: Редкоземельные элементы / под ред. Д.О. Скобелев. М.: СПб.: Реноме, 2024. 340 с.
19. Edwards J.D., Archer R.S. The new aluminum-silicon alloys – an important process of «modification» and the remarkable improvement in properties it brings about // *Chemical and Metallurgical Engineering*. 1924. Vol. 31. P. 504–508.
20. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977. 272 с.
21. Day M.G., Hellawell A. The Microstructure and Crystallography of Aluminium-Silicon Eutectic Alloys // *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*. 1968. Vol. 305. No. 1483. P. 473–491.
22. Lu S.Z., Hellawell A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1987. Vol. 18. P. 1721–1733.
23. Nogita K., Yasuda H., Yoshiya M. et al. The role of trace element segregation in the eutectic modification of hypoeutectic Al–Si alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2010. Vol. 489. Is. 2. P. 415–420.
24. Петров И.А., Шляпцева А.Д. Влияние РЗЭ на процесс кристаллизации силумина эвтектического типа // *Металлы*. 2022. № 2. С. 19–27.
25. Верятин У.Д., Маширев В.П., Рябцев Н.Г. и др. Термодинамические свойства неорганических веществ: справочник / под общ. ред. А.П. Зефинова. М.: Атомиздат, 1965. 460 с.
26. Gursoy O., Timelli G. Lanthanides: a focused review of eutectic modification in hypoeutectic Al–Si alloys // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. Is. 4. P. 8652–8666.
27. CRC Handbook of Chemistry and Physics / eds. W.M. Haynes, D.R. Lide. 95th ed. CRC Press: Boca Raton, 2014. 2704 p.
28. Smithells Metals Reference Book / eds. W.F. Gale, T.C. Totemeier. 8th ed. Oxford: Totemeier Imprint, 2003. 2080 p.

29. Петров И.А., Телицына О.В. Исследование влияния некоторых редкоземельных элементов на свойства силумина эвтектического типа // *Технология легких сплавов*. 2021. № 1. С. 54–59.
30. Li J.H., Wangb X.D., Ludwig T.H. et al. Modification of eutectic Si in Al–Si alloys with Eu addition // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 84. P. 153–163.
31. Mao F., Qiao Y., Zhang P. et al. Modification Mechanism of Rare Earth Eu on Eutectic Si in Hypoeutectic Al–Si Alloy // *International Journal of Metalcasting*. 2022. Vol. 16. P. 634–645.
32. Nogita K., McDonald S.D., Dahle A.K. Eutectic Modification of Al–Si Alloys with Rare Earth Metals // *Materials Transactions*. 2004. Vol. 45. Is. 2. P. 323–326.
33. Li J.H., Ludwig T.H., Oberdorfer B., Schumacher P. Solidification behaviour of Al–Si based alloys with controlled additions of Eu and P // *International Journal of Cast Metals Research*. 2018. Vol. 31 (6). P. 319–331. DOI: 10.1080/13640461.2018.1480891.
34. Barrirero J., Pauly C., Engstler M. et al. Eutectic modification by ternary compound cluster formation in Al–Si alloys // *Scientific Reports*. 2019. Vol. 9. P. 5506. DOI: 10.1038/s41598-019-41919-2.
35. Mao F., Yan G., Xuan Z. et al. Effect of Eu addition on the microstructures and mechanical properties of A356 aluminum alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 650. P. 896–906. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.06.266.
36. Li J., Fredrik H., Manfred W. et al. The roles of Eu during the growth of eutectic Si in Al–Si alloys // *Scientific Reports*. 2015. Vol. 5 (1). P. 13802. DOI: 10.1038/srep13802.
37. Spacil I., Gehringer D., Holec D. et al. Elucidating effects of Eu and P on solidification and precipitation of Al–7Si–0,3Mg based alloys refined by Ta and TiB₂ // *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. Vol. 978. P. 173343. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.173343.
38. Sahin H., Dispinar D. Effect of Rare Earth Elements Erbium and Europium Addition on Microstructure and Mechanical Properties of A356 (Al–7Si–0,3Mg) Alloy // *International Journal of Metalcasting*. 2023. Vol. 17. P. 2612–2621. DOI: 10.1007/s40962-023-01060-3.
39. Ou C., Xiao C., Tang S. et al. Effect of the co-addition of Eu and Er on the microstructure and mechanical properties of Al–9,5Si–2Cu–0,6Mg alloy // *Materials Letters*. 2025. Vol. 382. P. 137848. DOI: 10.1016/j.matlet.2024.137848.
40. Mao F., Wei S., Ou L. et al. Different Influences of Rare Earth Eu Addition on Primary Si Refinement in Hypereutectic Al–Si Alloys with Varied Purity // *Materials*. 2019. Vol. 12 (21). P. 3505. DOI: 10.3390/ma12213505.
41. Guo J., Mao F., Zhang G. et al. Dual Modification of Hypereutectic Al–Si Alloy and Spheroidization Mechanism of Primary Silicon with Eu Addition // *International Journal of Metalcasting*. 2024. Vol. 18. P. 2562–2578. DOI: 10.1007/s40962-023-01198-0.
42. Mao F., Zhang L., Guo J. et al. The Effect of Eu and T6 heat treatment on Microstructure of A390 Alloys // *International Journal of Metalcasting*. 2025. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40962-025-01649-w> (дата обращения: 15.08.2025). DOI: 10.1007/s40962-025-01649-w.
43. Mao F., Guo J.L., Liu S.H. et al. Spheroidization mechanism of primary silicon in hypereutectic Al–Si alloys with Eu addition // *Rare Metals*. 2025. Vol. 44. P. 7940–7955. DOI: 10.1007/s12598-025-03504-7.

References

1. Baranovskaya V.B., Karpov Yu.A., Petrova K.V., Korotkova N.A. Modern trends in the use of rare earth metals and their compounds in metallurgy and the production of optical materials. *Tsvetnye metally*, 2020, no. 11, pp. 54–62.
2. Volkov A.I., Stulov P.E., Leontyev L.I., Uglov V.A. Analysis of the use of rare earth metals in the ferrous metallurgy of Russia and the world. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2020, vol. 63, no. 6, pp. 405–418.
3. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

4. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Rare metals and rare earth elements – materials of modern and future high technologies. *Trudy VIAM*, 2013, no. 2, pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 15, 2025).
5. Nochovnaya N.A., Khorev A.L., Yakovlev A.I. Prospects for alloying titanium alloys with rare earth elements. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 8, pp. 18–23.
6. Skupov A.A., Panteleev M.D., Ioda E.N., Movenko D.A. The efficiency of rare earth metals for filler materials alloying. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 3 (48), pp. 14–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-14-19.
7. Volkova E.F., Mostyaev I.V., Akinina M.V., Alikhanyan A.A. Impact study of the full cycle of the heat treatment on the structure and mechanical properties of forgings made of heat-resistant magnesium alloy of the Mg–Zn–Zr–REE system. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 88–98. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-88-98.
8. Mostyaev I.V. REE – quality factor increase properties of magnesium alloy (review). *Trudy VIAM*, 2015, no. 7, pp. 8–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-7-2-2.
9. Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Voronov V.A. Deposition of ceramic layers of heat protection coatings based on the system Gd_2O_3 – ZrO_2 – HfO_2 and Sm_2O_3 – Y_2O_3 – HfO_2 . *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 108–119. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
10. Sudzhanskaya I.V., Lebedeva Yu.E., Vaganova M.L., Shchegoleva N.E. Effect of co-doped of CeO_2 , Y_2O_3 on microstructure and mechanical properties of ceramic spinel $MgAl_2O_4$. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 91–102. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-91-102.
11. Varfolomeev M.S., Shcherbakova G.I. Refractory compositions designed for highly heat-resistant ceramic molds in foundry practice. *Refractories and Industrial Ceramics*, 2018, vol. 59, no. 3, pp. 290–295.
12. Sokolov A.V., Deynaga G.I., Kuzmina N.A. Influence of Sc_2O_3 additive on sintering temperature and properties of ZrO_2 – Y_2O_3 system oxide ceramics. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 64–69. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-64-69.
13. Shlyaptseva A.D., Petrov I.A., Ryakhovsky A.P., Moiseev V.S. Development of a complex modifying flux for cast aluminum alloys. *Liteyshchik Rossii*, 2020, no. 4, pp. 13–17.
14. Trapeznikov A.V., Vlasova K.A., Reshetnikov Yu.V. Tableted modifiers for cast aluminum alloys. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), pp. 14–24. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-14-24.
15. Duyunova V.A., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Koreneva E.A. Modifying of cast aluminum alloys (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 4 (122), pp. 14–26. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-14-26.
16. Demarçay E. Sur un nouvel élément, l'euporium. *Comptes Rendus Hebdomadaires des Séances de l'Académie des Science*, 1901, vol. 132, pp. 1484–1486.
17. Detkov P.G., Drobot D.V. History of the discovery of rare earth elements. Samarium, europium and gadolinium. *Tsvetnye metally*, 2024, no. 5, pp. 84–90.
18. *Encyclopedia of Technologies 2.0: Rare Earth Elements*. Ed. D.O. Skobelev. Moscow; St. Petersburg: Renome, 2024, 340 p.
19. Edwards J.D., Archer R.S. The new aluminum-silicon alloys – an important process of «modification» and the remarkable improvement in properties it brings about. *Chemical and Metallurgical Engineering*, 1924, vol. 31, pp. 504–508.
20. Stroganov G.B., Rotenberg V.A., Gershman G.B. *Aluminum-silicon alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1977, 272 p.

21. Day M.G., Hellawell A. The Microstructure and Crystallography of Aluminium-Silicon Eutectic Alloys. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 1968, vol. 305, no. 1483, pp. 473–491.
22. Lu S.Z., Hellawell A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1987, vol. 18, pp. 1721–1733.
23. Nogita K., Yasuda H., Yoshiya M. et al. The role of trace element segregation in the eutectic modification of hypoeutectic Al–Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 489, is. 2, pp. 415–420.
24. Petrov I.A., Shlyaptseva A.D. Effect of REE on the crystallization process of eutectic silumin. *Metally*, 2022, no. 2, pp. 19–27.
25. Veryatin U.D., Mashirev V.P., Ryabtsev N.G. et al. *Thermodynamic properties of inorganic substances: a handbook*. Ed. A.P. Zefirov. Moscow: Atomizdat, 1965, 460 p.
26. Gursoy O., Timelli G. Lanthanides: a focused review of eutectic modification in hypoeutectic Al–Si alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, is. 4, pp. 8652–8666.
27. *CRC Handbook of Chemistry and Physics*. Eds. W.M. Haynes, D.R. Lide. 95th ed. CRC Press: Boca Raton, 2014, 2704 p.
28. *Smithells Metals Reference Book*. Eds. W.F. Gale, T.C. Totemeier. 8th ed. Oxford: Totemeier Imprint, 2003, 2080 p.
29. Petrov I.A., Telitsyna O.V. Study of the influence of some rare earth elements on the properties of eutectic silumin. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2021, no. 1, pp. 54–59.
30. Li J.H., Wangb X.D., Ludwig T.H. et al. Modification of eutectic Si in Al–Si alloys with Eu addition. *Acta Materialia*, 2015, vol. 84, pp. 153–163.
31. Mao F., Qiao Y., Zhang P. et al. Modification Mechanism of Rare Earth Eu on Eutectic Si in Hypoeutectic Al–Si Alloy. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16, pp. 634–645.
32. Nogita K., McDonald S.D., Dahle A.K. Eutectic Modification of Al–Si Alloys with Rare Earth Metals. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45, is. 2, pp. 323–326.
33. Li J.H., Ludwig T.H., Oberdorfer B., Schumacher P. Solidification behaviour of Al–Si based alloys with controlled additions of Eu and P. *International Journal of Cast Metals Research*, 2018, vol. 31 (6), pp. 319–331. DOI: 10.1080/13640461.2018.1480891.
34. Barrirero J., Pauly C., Engstler M. et al. Eutectic modification by ternary compound cluster formation in Al–Si alloys. *Scientific Reports*, 2019, vol. 9, p. 5506. DOI: 10.1038/s41598-019-41919-2.
35. Mao F., Yan G., Xuan Z. et al. Effect of Eu addition on the microstructures and mechanical properties of A356 aluminum alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 650, pp. 896–906. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.06.266.
36. Li J., Fredrik H., Manfred W. et al. The roles of Eu during the growth of eutectic Si in Al–Si alloys. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5 (1), p. 13802. DOI: 10.1038/srep13802.
37. Spacil I., Gehringer D., Holec D. et al. Elucidating effects of Eu and P on solidification and precipitation of Al–7Si–0,3Mg based alloys refined by Ta and TiB₂. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 978, p. 173343. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.173343.
38. Sahin H., Dispinar D. Effect of Rare Earth Elements Erbium and Europium Addition on Microstructure and Mechanical Properties of A356 (Al–7Si–0,3Mg) Alloy. *International Journal of Metalcasting*, 2023, vol. 17, pp. 2612–2621. DOI: 10.1007/s40962-023-01060-3.
39. Ou C., Xiao C., Tang S. et al. Effect of the co-addition of Eu and Er on the microstructure and mechanical properties of Al–9,5Si–2Cu–0,6Mg alloy. *Materials Letters*, 2025, vol. 382, p. 137848. DOI: 10.1016/j.matlet.2024.137848.
40. Mao F., Wei S., Ou L. et al. Different Influences of Rare Earth Eu Addition on Primary Si Refinement in Hypereutectic Al–Si Alloys with Varied Purity. *Materials*, 2019, vol. 12 (21), p. 3505. DOI: 10.3390/ma12213505.
41. Guo J., Mao F., Zhang G. et al. Dual Modification of Hypereutectic Al–Si Alloy and Spheroidization Mechanism of Primary Silicon with Eu Addition. *International Journal of Metalcasting*, 2024, vol. 18, pp. 2562–2578. DOI: 10.1007/s40962-023-01198-0.

42. Mao F., Zhang L., Guo J. et al. The Effect of Eu and T6 heat treatment on Microstructure of A390 Alloys. *International Journal of Metalcasting*, 2025. Available at: <https://link.springer.com/article/10.1007/s40962-025-01649-w> (accessed: August 15, 2025). DOI: 10.1007/s40962-025-01649-w.
43. Mao F., Guo J.L., Liu S.H. et al. Spheroidization mechanism of primary silicon in hypereutectic Al–Si alloys with Eu addition. *Rare Metals*, 2025, vol. 44, pp. 7940–7955. DOI: 10.1007/s12598-025-03504-7.

Информация об авторах

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

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

Решетников Юрий Владиславович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Воробьева Елизавета Ильинична, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Elizaveta I. Vorobyova, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.09.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 26.09.2025.

The article was submitted 15.09.2025; approved and accepted for publication after reviewing 26.09.2025.

Научная статья

УДК 621:678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-85-96

ВИБРОПОГЛОЩАЮЩИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АВИАЦИИ**Часть 1. Механизм и методы исследования демпфирования полимерных материалов**

Н.Г. Павлюкович¹, М.С. Иванов¹, Е.А. Борисова¹,
В.С. Морозова¹, В.А. Большаков¹, И.В. Мекалина¹

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

Аннотация. Исследована проблема акустического дискомфорта в салоне самолета, вызванного шумом аэродинамического и структурного происхождения. Основное внимание уделено методам снижения шума с применением вибропоглощающих материалов на основе вязкоупругих полимеров. Рассмотрены физические механизмы диссипации колебательной энергии в полимерах, в частности релаксационные процессы. Описаны современные методы исследования вибропоглощающих характеристик, включая динамический механический анализ, анализ амплитудно-частотных и амплитудно-временных зависимостей.

Ключевые слова: авиационный шум, демпфирование, вибропоглощение, вязкоупругие материалы, релаксация, полимерные композиты, испытания шумоподавления, вибро-демпфирующие материалы

Для цитирования: Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Борисова Е.А., Морозова В.С., Большаков В.А., Мекалина И.В. Вибропоглощающие материалы для авиации. Часть 1. Механизм и методы исследования демпфирования полимерных материалов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 85–96. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-85-96.

Scientific article

VIBRATION ABSORBING MATERIALS FOR AIRCRAFT**Part 1. Mechanism and research methods for damping of polymeric materials**

N.G. Pavlukovich¹, M.S. Ivanov¹, E.A. Borisova¹,
V.S. Morozova¹, V.A. Bolshakov¹, I.V. Mekalina¹

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 studies the problem of acoustic discomfort in an airplane cabin caused by noise of aerodynamic and structural origin. The main attention is paid to the methods of noise reduction using vibration-absorbing materials based on viscoelastic polymers. Physical mechanisms of vibration energy dissipation, in particular relaxation processes, in polymers are considered. Modern methods of investigation of vibration-absorbing characteristics are described, including dynamic mechanical analysis, analysis of amplitude-frequency and amplitude-time dependencies.

Keywords: aircraft noise, damping, vibration absorption, viscoelastic materials, relaxation, polymer composites, noise reduction tests, vibration-damping materials

For citation: Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Borisova E.A., Morozova V.S., Bolshakov V.A., Mekalina I.V. Vibration absorbing materials for aircraft. Part 1. Mechanism and research methods for damping of polymeric materials. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 85–96. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-85-96.

Введение

Шум в салоне и кабине экипажа является одной из важных экологических характеристик пассажирского самолета. Длительное воздействие шума на человека, характерное для магистральных самолетов, ухудшает самочувствие пассажиров, снижает реакцию и работоспособность членов экипажа. Повышение акустической комфортности внутри авиалайнера является одним из факторов, определяющих его конкурентную способность [1]. Согласно ГОСТ 20296–2014, эквивалентный уровень звука в салоне пассажирского самолета не должен превышать 80–85 дБ *A* на всех этапах полета (взлет, набор высоты, крейсерский режим, снижение, заход на посадку), что соответствует требованиям СанПиН 1.2.3685–21, где предусмотрен предельно допустимый уровень звука 80 дБ *A* в течение 8 ч.

Шумовое поле пассажирского самолета формируется в результате сложного взаимодействия нескольких физических процессов, каждый из которых вносит характерный вклад в общий акустический спектр. Выделяют следующие механизмы генерации аэродинамического шума [2]. Турбулентный пограничный слой формируется на 90 % поверхности фюзеляжа и крыла, вызывает колебания обшивок с частотой 800–3000 Гц, таким образом, уровень звукового давления в салоне пассажирского самолета без применения звуко- и виброизоляции достигает 110 дБ. Низкочастотные составляющие шума (100–1000 Гц) связаны с истечением реактивной струи на взлете (100–500 Гц), возникновением зоны обрыва потока воздуха (появление вихрей) при изменении конфигурации крыла во время взлета или посадки (100–500 Гц), работой валов двигателя, гидравлических приводов и вспомогательных систем (200 Гц). В результате возникают вибрации фюзеляжа пассажирского самолета, создается звуковое давление от 80 до 90 дБ [3]. В итоге на вибрации конструкций пассажирского самолета влияет комплекс аэродинамических и структурных факторов.

Относительный вклад различных источников существенно зависит от режима полета: на взлете доминирует шум реактивной струи двигателя (до 70 %), тогда как во время крейсерского режима возрастает влияние аэродинамического шума (до 60 %). Внутри самолета шум распространяется неравномерно: в носовой части звуковое давление меньше, чем в середине и хвосте самолета. Распределение уровня шума по салону самолета показано на рис. 1.

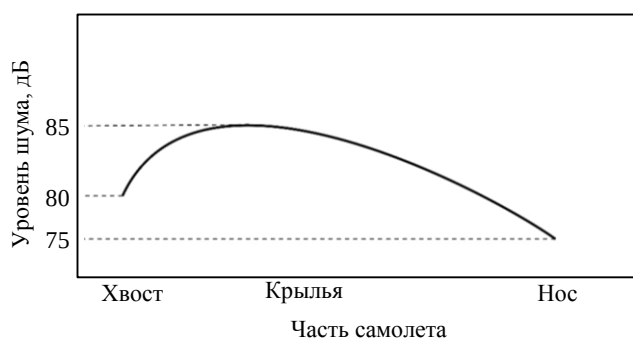


Рис. 1. Распределение шума по салону самолета

Авиационная промышленность использует комплексный подход для уменьшения шума, сочетающий инженерные решения, новые материалы и цифровые технологии [4]. Активно развивающимися направлениями работ по снижению внешнего авиационного шума являются оптимизация конструкций двигателей и их вентиляторов (увеличение степени двухконтурности, широкоходные лопатки вентилятора, сопла с зубчатыми кромками) [5], аэродинамическая модификация крыльев и закрылков для уменьшения турбулентного и вихревого следа [6], методы активного подавления шума на основе антифазных акустических систем [7].

Наиболее распространенным методом снижения шума внутри салона пассажирского самолета до сих пор является использование звуко- и вибропоглощающих материалов [8–10].

Для снижения высокочастотных (1000–5000 Гц) составляющих шума применяют звукопоглощающие материалы, а для низкочастотных (100–1000 Гц) – вибропоглощающие. В качестве звукопоглощающих материалов широко используют пористые и ячеистые структуры, способные эффективно рассеивать акустическую энергию за счет вязкого трения воздуха в порах и многократного переотражения звуковой волны между волокнами и внутри пор [11, 12].

Снижение низкочастотных составляющих шума (вибраций) является крайне сложной задачей, которую решают с помощью полимерных, в том числе многослойных, листовых материалов, обладающих вязкоупругими релаксационными свойствами в необходимом температурном диапазоне (от -60 до $+60$ °C) [13, 14].

Теоретические основы вибропоглощения

Высокая эффективность применения полимерных и композиционных материалов для снижения вибрации (и шума) обусловлена специфической особенностью полимеров, заключающейся в повышенной способности к диссипации внешней энергии [15].

Поглощение колебательной энергии вязкоупругими полимерными материалами связано с релаксационными процессами, при которых макромолекулярная система стремится к термодинамическому равновесию (релаксации) через различные формы меж- и внутримолекулярного движения, сопровождающегося диссипацией энергии [16]. Каждому виду молекулярного движения соответствует релаксационный процесс, характеризующийся определенными значениями энергии активации и времени релаксации [15].

Из-за различного межмолекулярного взаимодействия свободных (время оседлой жизни 10^{-6} – 10^{-4} с) и связанных флуктуационной сеткой (время оседлой жизни 10 – 10^4 с) сегментов макромолекул полимер имеет непрерывный спектр времен релаксации [17].

Процесс релаксации представляет собой структурную перестройку вещества под действием внешнего теплового и/или механического воздействия. В результате происходят последовательное поглощение энергии структурными элементами вещества (атомы, функциональные группы, сегменты макромолекул, узлы флуктуационной сетки), их переход в возбужденное энергетическое состояние с повышенной внутренней энергией, а затем релаксация в стабильное состояние с выделением тепла. При этом основная часть энергии расходуется на преодоление межмолекулярного трения [16, 18].

Механические свойства полимера зависят как от его химической природы, а именно от влияния полярности функциональных групп на энергетический барьер конформационного вращения, что определяет жесткость макромолекулы, так и от времени (частоты $1/t$) воздействия силы, связанного со временем релаксации τ сегментов макромолекул через критерий Деборы $D = \tau/t$, а также от температуры, что выражено через принцип температурно-временной эквивалентности (рис. 2) [17].

Наиболее выраженной зависимостью механических свойств от времени воздействия силы полимер обладает в переходной (из стеклообразного в высокоэластическое состояние) температурной области II (рис. 2, а) при условиях, когда преимущественное характерное время релаксации совпадает с периодом t воздействия силы и критерий Деборы равен 1. В области II большая часть приложенной тепловой и/или механической энергии тратится на преодоление внутреннего трения при перемещении свободных и входящих в узлы флуктуационной сетки сегментов макромолекул, а также на перегруппировку узлов, которые в каждый момент времени не успевают восстановиться полностью. Поэтому напряжение при сокращении меньше, чем при нагружении образца, образуется петля гистерезиса (рис. 3, а), ее площадь соответствует потере работы при превращении ее в тепло, которое в основном выделяется за счет внутреннего трения сегментов макромолекул [17, 19].

Для любого релаксационного процесса характерно появление резонансного максимума на кривой температурной зависимости коэффициента механических потерь [17], поэтому при температуре меньше температуры стеклования существуют также менее выраженные вторичные релаксационные переходы, соответствующие конформационному вращению функциональных групп и их частей (рис. 2, б) и связанные с диссипацией энергии, в том числе с ударной вязкостью [16, 17].

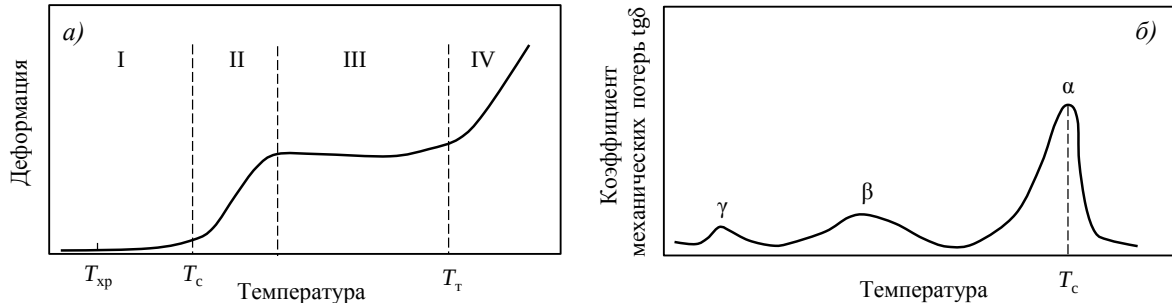


Рис. 2. Термомеханическая кривая аморфного полимера (а), где I–IV – области стеклообразного состояния, переходная, высокоэластического и вязкотекучего состояния, T_{xp} , T_c и T_t – температуры хрупкости, стеклования и текучести, и соответствующие T_c и T_{xp} релаксационные переходы (б) [17]

При многократных циклических деформациях вязкоупругого полимерного тела вследствие релаксационных процессов вектор напряжения отстает от вектора деформации на угол ($\pi/2 > \delta > 0$), при этом вектор деформации ε совпадает с его действительной частью ε' и осью абсцисс, а вектор напряжения σ^* раскладывают на действительную σ' и мнимую части $i\sigma''$ и выражают комплексным числом $\sigma^* = \sigma' + i\sigma''$ (рис. 3, б). Модуль упругости также выражается комплексным числом $E^* = E' + iE''$, а фазовый угол будет соответствовать формуле

$$tg\delta = \frac{E''}{E'}, \quad (1)$$

где E' – энергия, которую полимер накапливает при заданной деформации, а потом возвращает при разгрузке; E'' – необратимо потраченная в одном цикле энергия [17, 20].

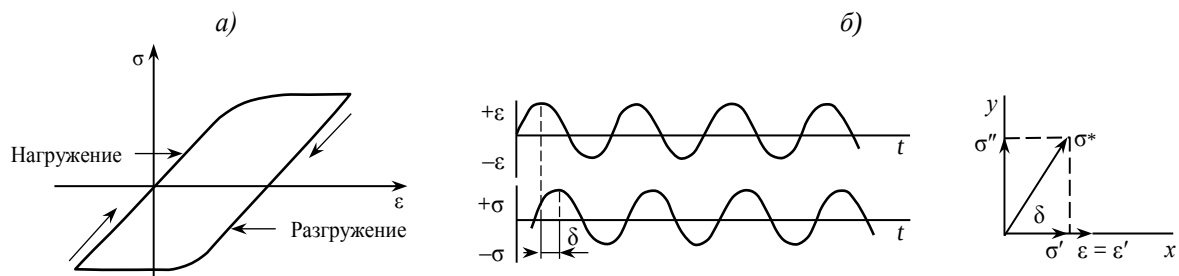


Рис. 3. Этапы нагружения/разгрузки (гистерезис) (а), синусоиды напряжения/деформации вязкоупругого полимера и сдвиг по фазе между ними (б): σ – нагрузка; ε – деформация; t – время [17]

Важной особенностью демпфированных гармонических колебаний является конечное значение энергии, рассеиваемой за каждый цикл. При воздействии на систему гармонической силы

$$f(t) = F\sin(\omega t), \quad (2)$$

где F – сила; ω – циклическая частота; t – время,

возникает динамический отклик, описываемый как

$$\varepsilon(t) = A \sin(\omega t + \delta), \quad (3)$$

где A – амплитуда; δ – фазовый угол.

В системе без демпфирования фазовый угол δ изменяется скачком от 0 до 180 градусов при прохождении резонансной частоты. Наличие демпфирования приводит к плавному изменению угла δ , величина которого существенно зависит от механизма диссипации энергии.

К энергетическим соотношениям за один цикл колебаний относятся:

- энергия, необратимо потраченная в одном цикле $D = \pi A F \sin \delta$;
- накопленная упругая энергия $U = 0,5 F A \cos \delta$.

Соотношение $D/U = 2 \pi \tan \delta$ позволяет ввести коэффициент механических потерь

$$\tan \delta = \frac{D}{2 \pi U} = \frac{E''}{E'}. \quad (4)$$

Отклонение фазового угла δ от 0 до 180 градусов и отношение рассеянной энергии к упругой строго соответствуют друг другу, что можно использовать для задания другого способа определения коэффициента механических потерь:

$$\eta = \frac{D}{2 \pi U} = \tan \delta, \quad (5)$$

где η – коэффициент демпфирования; $\tan \delta$ – коэффициент механических потерь; δ – фазовый угол.

Характеристики материала, отвечающие за демпфирование

Исследование вибропоглощающих свойств полимерных материалов требует комплексного подхода, основанного на определении ключевых динамических характеристик. Основными экспериментально получаемыми параметрами демпфирования при циклических деформациях являются:

- коэффициент механических потерь, измеренный методом динамического механического анализа, выраженный через тангенс угла механических потерь и связанный с отношением потерянной и накопленной энергий;
- коэффициент потерь (определенный резонансным методом), связанный с оценкой интенсивности пиков резонансных колебаний;
- логарифмический декремент затухания, связанный с отношением амплитуд затухающих колебаний.

Эти характеристики отражают способность материала рассеивать энергию при циклических деформациях и позволяют количественно оценить его демпфирующую эффективность при различных режимах нагружения. Определение этих характеристик необходимо для анализа поведения полимеров в условиях динамических воздействий и разработки материалов с заданными вибропоглощающими свойствами.

Коэффициент механических потерь (демпфирования), связанный с поглощенной материалом энергией и измеренный методом динамического механического анализа

Экспериментальное определение коэффициента демпфирования позволяет оценить способность материала гасить вибрации и демпфировать механические колебания, что особенно важно при разработке вибропоглощающих материалов с заданными динамическими характеристиками.

С физической точки зрения коэффициент демпфирования – это отношение рассеянной (потерянной) энергии к упругой (накопленной). Для определения коэффициента демпфирования применяют метод динамического механического анализа [21]. Коэффициент демпфирования приближенно равен коэффициенту механических потерь материала, так как демпфирование осуществляется за счет диссипации энергии в материале (механические потери в свою очередь отражают меру поглощенной материалом энергии). Коэффициент демпфирования, полученный этим методом, показывает, как соотносятся вязкие и упругие свойства материала (формулы (1) и (4)) [22].

Экспериментальные исследования проводят в соответствии с ГОСТ Р 57916–2017, ГОСТ Р 57919–2017, ГОСТ Р 57739–2017 и ГОСТ Р 56801–2015.

Коэффициент потерь, связанный с резонансной частотой

Демпфирующие свойства материала определяют амплитуду установившихся колебаний конструкции при гармоническом нагружении в режиме вынужденных колебаний. При приложении периодической силы амплитуда колебаний возрастает до достижения динамического равновесия.

В случае вынужденных колебаний может возникать явление резонанса – резкое увеличение амплитуды колебаний при приближении частоты внешнего воздействия к собственной частоте колебания материала. Для вязкоупругих полимерных материалов это явление описано ранее условиями, при которых критерий Деборы равен 1 и достигается экстремум $\tan \delta$.

При отсутствии демпфирования амплитуда вынужденных колебаний при резонансе будет неограниченно возрастать, и система не достигнет динамического равновесия.

В действительности некоторое затухание всегда имеется и приводит систему в динамическое равновесие при амплитудах, значения которых зависят от величины демпфирующих сил. Чем большими демпфирующими свойствами обладает материал, тем меньше амплитуда колебаний при резонансной частоте (рис. 4) [22].

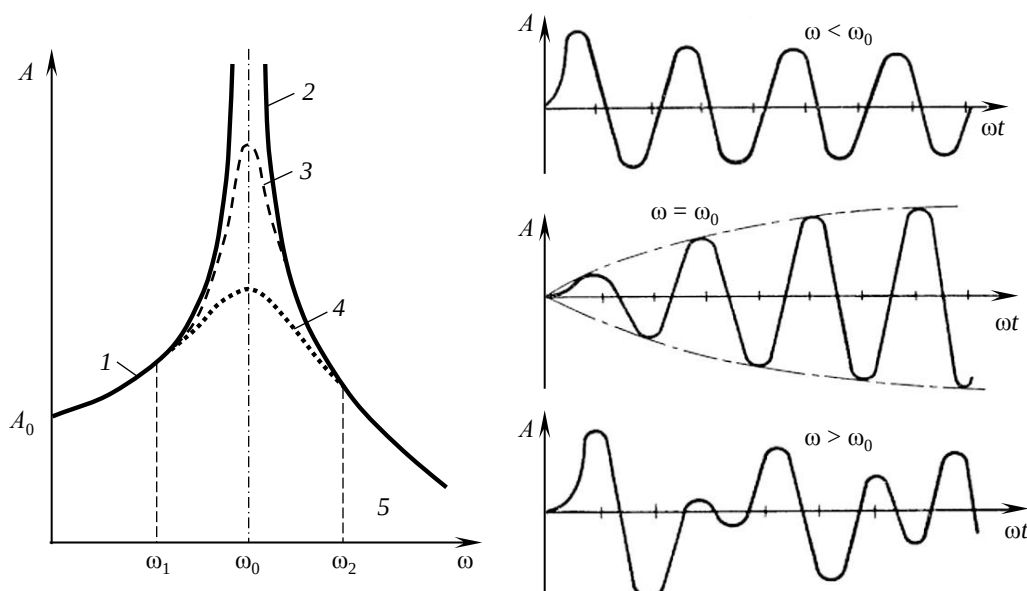


Рис. 4. Влияние демпфирования на вынужденные колебания [22]: 1, 5 – области, на которые не влияет демпфирование; 2 – отсутствие демпфирования; 3 – слабое демпфирование; 4 – сильное демпфирование; A – амплитуда; ω – частота; ω_0 – резонансная частота; t – время

Для частот, значительно больших или значительно меньших, чем резонансная, влияние демпфирования будет низким. Следовательно, демпфирующие свойства материала можно охарактеризовать с помощью величины амплитуды колебания материала при резонансной частоте.

Характеристикой демпфирования, связанной с амплитудой колебания в области резонансной частоты, является полуширина спектральной линии. За полуширину спектральной линии принимают разность частот, которым соответствует уменьшение интенсивности вдвое. Для случая гармонических колебаний интенсивность пропорциональна квадрату амплитуды ($I \approx A^2$), значит, при уменьшении интенсивности в 2 раза ($I_1 = I_0/2$) амплитуда уменьшается в $\sqrt{2}$ раз ($A_1 = A_0 / \sqrt{2}$). Следовательно, полуширину спектральной линии находят по разности частот, которым соответствует уменьшение амплитуды в $\sqrt{2}$ раз (рис. 5).

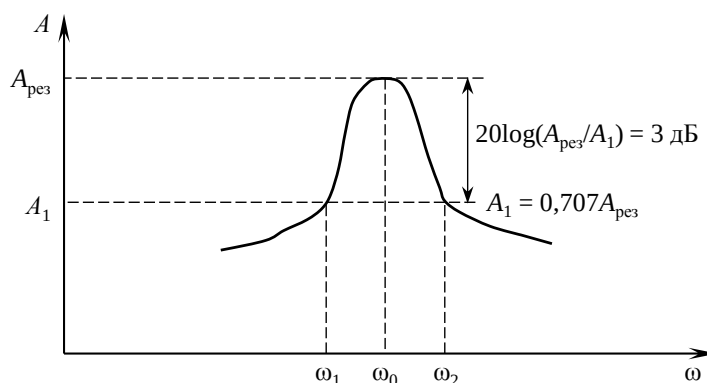


Рис. 5. Определение полуширины спектральной кривой: $A_{\text{рез}}$ – амплитуда при резонансной частоте колебаний ω_0 ; A_1 – амплитуда в $\sqrt{2}$ раз меньшая $A_{\text{рез}}$; ω_1 и ω_2 – частоты колебаний, соответствующие амплитуде A_1

Коэффициент демпфирования, связанный с резонансной частотой, находят по формуле

$$\eta = \frac{\omega_2 - \omega_1}{\omega_0}, \quad (6)$$

где η – коэффициент демпфирования; ω_0 – резонансная частота; ω_2 и ω_1 – частоты, лежащие справа и слева от резонансной частоты, амплитуды которых меньше резонансной амплитуды в $1/\sqrt{2}$ раз.

Эта характеристика демпфирования будет однозначной для вязкого демпфирования, которое характерно для полимеров, но при иных типах демпфирования и она будет зависеть от амплитуды колебаний. Таким образом, данный параметр следует использовать с некоторой осторожностью, что, впрочем, относится ко всем характеристикам демпфирования [22].

Для определения данного параметра применяется метод Оберста в режиме вынужденных колебаний. Данная методика, регламентированная стандартами ASTM E756-05, ГОСТ Р 56803–2015 и ГОСТ Р 56801–2015, позволяет экспериментально оценить ключевые динамические характеристики материала. В ходе испытаний анализируется амплитудно-частотная характеристика системы, что позволяет определить коэффициент потерь η , характеризующий демпфирующие свойства материала,

и динамический модуль упругости E , отражающий жесткостные характеристики [23]. Метод обеспечивает комплексную оценку вибродемпфирующих свойств материалов.

Логарифмический декремент затухания

Рассмотрим случай свободно затухающих колебаний. При изгибе и последующем освобождении консольной балки возникают затухающие колебания, причем амплитуда каждого последующего цикла уменьшается. В идеальном случае (без потерь) колебания продолжались бы бесконечно (рис. 6, а). В реальных системах всегда присутствуют потери (за счет различных дефектов материала), которые приводят к затуханию колебаний. При наличии в системе вязкого демпфера, создающего силу, пропорциональную скорости, колебания постепенно затухают, но не полностью, теоретически полная остановка требует бесконечного времени (рис. 6, б) [22].

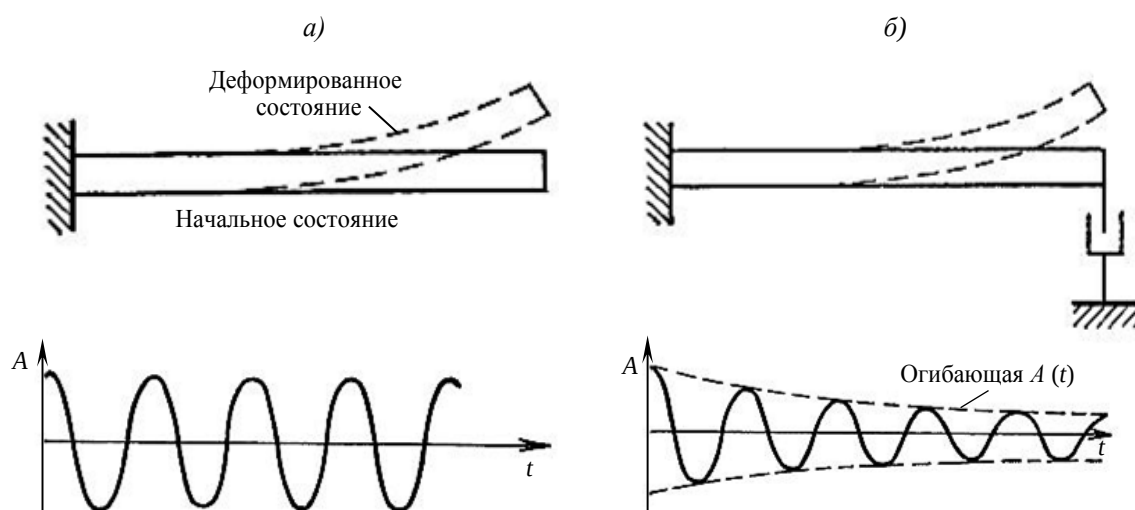


Рис. 6. Влияние демпфирования на свободные колебания [22]: а – балка без демпфирования; б – балка с вязким демпфером (A – амплитуда)

Скорость затухания колебаний демпфированных конструкций может служить характеристикой демпфирования. Обычно характеристикой затухания указанного типа является логарифмический декремент, т. е. отношение амплитуд n - и $(n + N)$ -циклов:

$$\lambda = \frac{1}{N} \ln \frac{A_n}{A_{n+N}}, \quad (7)$$

где λ – логарифмический декремент затухания; n, N – количество циклов колебаний (мод или форм колебаний); A_{n+N} – амплитуда колебания $(n + N)$ -го цикла; A_n – амплитуда колебания n -го цикла.

Эта формула хорошо работает в том случае, когда огибающая затухающих колебаний имеет форму экспоненты $A(t)\exp\{-\delta t\}$, например, как на рис. 6, б.

Все это относится к случаю вязкого демпфирования, характерного для полимеров, описываемого комплексным модулем и связанного с описанными релаксационными процессами и тангенсом механических потерь [22].

Для определения логарифмического декремента затухания применяют метод крутильного маятника, регламентированный ГОСТ Р 56745–2015 и ГОСТ Р 56801–2015.

Заключения

Уменьшение шума внутри пассажирского самолета достигается при применении вибро- и звукопоглощающих материалов. Эффективность использования полимерных материалов для снижения вибрации (и структурного шума) обусловлена способностью полимеров к диссипации внешней энергии. Молекулярный механизм поглощения энергии колебаний в полимерах объясняется теорией релаксации, в основе которой лежат процессы перехода полимерной системы к состоянию термодинамического равновесия за счет реализации различных видов молекулярного движения, сопровождающегося потерями энергии.

Наибольший уровень демпфирующих свойств полимеры проявляют в температурной области, где интенсивность теплового движения сегментов достаточна для их перемещения, но недостаточна для свободного следования за деформацией. В этих условиях наблюдаются максимальное внутреннее трение и, соответственно, максимальное поглощение механической энергии. Именно вязкоэластичное состояние, при котором диапазон времен релаксации соответствует характерным скоростям деформации, обеспечивает оптимальные условия для вибропоглощения.

Уровень вибропоглощения материалов характеризуется коэффициентом потерь, на который влияют как диапазон температур, так и частота воздействия силы, что выражено через принцип температурно-временной эквивалентности.

Коэффициент потерь материала, определяющий эффективность гашения вибраций, не является константой и в значительной степени зависит от температуры и частоты колебаний. Максимальные потери механической энергии в полимерах проявляются в области перехода из стеклообразного состояния в высокоэластическое, т. е. в области размораживания сегментальной подвижности, положение которой на шкале температур определяется температурой стеклования.

Наиболее информативными методами оценки вибропоглощающих свойств материалов являются динамический механический анализ и резонансный метод Оберста, так как они позволяют учесть зависимость свойств от частоты и температуры.

Данные измерений для одной и той же системы, полученные разными способами, непосредственно сопоставлять нельзя. Это важно учитывать при сравнении результатов экспериментов по определению эффективности демпфирующих устройств, проводимых различными способами.

Список источников

1. Сагомонова В.А., Сытый Ю.В., Кислякова В.И., Долгополов С.С. Исследование демпфирующих свойств вибропоглощающих материалов на основе термоэластопластов // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S3. С. 5–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s3-5-10.
2. Smith M.J.T. *Aircraft noise*. New York, USA: Cambridge University Press, 1989. 369 p.
3. Dennis L. *Huff Noise Reduction Technologies for Turbofan Engines*. Ohio, USA: National Aeronautics and Space Administration Glenn Research Center Cleveland, 2007. P. 1–10.
4. Боголепов И.И. *Промышленная звукоизоляция*. Л.: Судостроение, 1986. 367 с.
5. Халецкий Ю.Д., Почкин Я.С. Снижение шума вентилятора авиадвигателя путем наклона лопаток спрямляющего аппарата // *Акустический журнал*. 2015. Т. 61. № 1. С. 106.
6. Гайфуллин А.М., Головкин В.А., Головкин М.А. и др. Экспериментально-расчетный подход к решению задачи ослабления вихревого следа // *Аэродинамика летательных аппаратов: материалы XI школы-семинара*. М.: ЦАГИ им. Н.Е. Жуковского, 2000. С. 34–35.
7. Васильев А.В. О принципах классификации систем активной компенсации низкочастотного шума и вибрации // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2006. № 4. Т. 8. С. 1156–1170.

8. Нашиф А., Джоунс Д., Хендерсон Дж. Демпфирование колебаний. Пер. с англ. М.: Мир, 1988. 448 с.
9. Colombo C., Carradó A., Palkowski H. et al. Impact behaviour of 3-layered metal-polymer-metal sandwich panels // *Composite Structures*. 2015. No. 133. P. 140–147.
10. Sokolova O., Carradó A., Palkowski H. Metal-polymer-metal sandwiches with local metal reinforcements: A study on formability by deep drawing and bending // *Composite Structures*. 2011. Vol. 94. Is. 1. P. 1 – 7.
11. Шульдешов Е.М., Краев И.Д., Образцова Е.П. Материалы для звукопоглощающих конструкций авиационных двигателей (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 7 (101). С. 59–72. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-59-72.
12. Сагомонова В.А., Целикин В.В. Вибропоглощающий материал с перфорированным армирующим слоем // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 125–133. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-125-133.
13. Каблов Е.Н., Шульдешов Е.М., Петрова А.П., Лаптева М.А., Сорокин А.Е. Зависимость комплекса свойств звукопоглощающего материала типа ВЗМК от концентрации гидрофобизирующего состава на основе кремнийорганического герметика // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.
14. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н., Нефедова Ю.Н. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 45–53. DOI: 10.18577/2017-9140-2020-0-1-45-53.
15. Михайлин Ю.А. Полимерные композиционные материалы (армированные пластики, ВПКМ) // *Технология машиностроения*. 2007. № 3 (57). С. 5–18.
16. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. 2-е изд., испр. и доп. СПб.: НОТ, 2010. 822 с.
17. Кулезнев В.Н., Шершнева В.А. Химия и физика полимеров. 2-е изд., перераб. и доп. М.: КолосС, 2007. 367 с.
18. Bergmann J., Stambke M. Potential of Laser-manufactured Polymer-metal hybrid // *Joints Physics Procedia*. 2012. No. 39. P. 84–91.
19. Сорокин А.Е., Иванов М.С., Сагомонова В.А. Термопластичные полимерные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетонов различных производителей // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). С. 41–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-01-41-50.
20. Glushchenkov V.A., Palkowski H., Yusupov R.Y. et al. A non-destructive method for evaluating the adhesion between the layers of metal-polymer-metal composite materials // *Materiali in Tehnologije*. 2024. Vol. 58. Is. 1. No. 1. P. 3–8.
21. Сагомонова В.А., Долгополов С.С., Сорокин А.Е., Целикин В.В. Оценка возможности применения вибропоглощающего материала на основе полиуретана в качестве уплотнителей // *Труды ВИАМ*. 2021. № 10 (104). С. 28–35. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-28-35.
22. Каблов Е.Н., Сагомонова В.А., Сорокин А.Е., Целикин В.В., Гуляев А.И. Исследование структуры и свойств полимерного композиционного материала с интегрированным вибропоглощающим слоем // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2020. № 3. С. 2–9. DOI: 10.31044/1994-6260-2020-0-3-2-9.
23. Harhash M., Gilbert R.-R., Hartmann S. et al. Experimental characterization, analytical and numerical investigations of metal/polymer/metal sandwich composites – Part 2: free bending // *Composite Structures*. 2020. Vol. 232. P. 217–228.

References

1. Sagomonova V.A., Sytyi Yu.V., Kislyakova V.I., Dolgoplov S.S. Investigation of the damping properties of vibration-absorbing materials based on thermoplastic elastomers. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S3, pp. 5–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s3-5-10.

2. Smith M.J.T. *Aircraft noise*. New York, USA: Cambridge University Press, 1989, 369 p.
3. Dennis L. *Huff Noise Reduction Technologies for Turbofan Engines*. Ohio, USA: National Aeronautics and Space Administration Glenn Research Center Cleveland, 2007, pp. 1–10.
4. Bogolepov I.I. *Industrial Soundproofing*. Leningrad: Sudostroenie, 1986, 367 p.
5. Khaletskiy Yu.D., Pochkin Ya.S. Reducing Aircraft Engine Fan Noise by Tilting Straightener Blades. *Akusticheskiy zhurnal*, 2015, vol. 61, no. 1, p. 106.
6. Gaifullin A.M., Golovkin V.A., Golovkin M.A. et al. An Experimental and Computational Approach to Solving the Problem of Wake Vortex Attenuation. *Aerodynamics of Aircraft: Proceedings of the XI School-Seminar*. Moscow: TsAGI im. N.E. Zhukovsky, 2000, pp. 34–35.
7. Vasiliev A.V. On the principles of classification of active compensation systems for low-frequency noise and vibration. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2006, no. 4, vol. 8, pp. 1156–1170.
8. Nashif A., Jones D., Henderson J. *Vibration Damping*. Trans. from Engl. Moscow: Mir, 1988, 448 p.
9. Colombo C., Carradó A., Palkowski H. et al. Impact behaviour of 3-layered metal-polymer-metal sandwich panels. *Composite Structures*, 2015, no. 133, pp. 140–147.
10. Sokolova O., Carradó A., Palkowski H. Metal-polymer-metal sandwiches with local metal reinforcements: A study on formability by deep drawing and bending. *Composite Structures*, 2011, vol. 94, is. 1, pp. 1–7.
11. Shuldeshov E.M., Kraev I.D., Obratsova E.P. Materials for sound-proof designs of aircraft engines (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 7 (101), pp. 59–72. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 24, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-59-72.
12. Sagomonova V.A., Tselikin V.V. Vibration damping material with perforated constraining layer. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 125–133. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-125-133.
13. Kablov E.N., Shuldeshov E.M., Petrova A.P., Lapteva M.A., Sorokin A.E. Dependence of complex of sound-proof VZMK type material properties on concentration of hydrophobizing composition on the basis of organosilicon sealant. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.
14. Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Konovalov A.N., Nefedova Yu.N. Perspectives of application of fiber metal laminate materials based on aluminum alloys in aircraft design. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 45–53. DOI: 10.18577/2017-9140-2020-0-1-45-53.
15. Mikhailin Yu.A. Polymer Composite Materials (Reinforced Plastics, VPKM). *Tekhnologiya mashinostroyeniya*, 2007, no. 3 (57), pp. 5–18.
16. Mikhailin Yu.A. *Structural Polymer Composite Materials*. 2nd ed., rev. and add. St. Petersburg: NOT, 2010, 822 p.
17. Kuleznev V.N., Shershnev V.A. *Chemistry and Physics of Polymers*. 2nd ed., rev. and add. Moscow: KolosS, 2007, 367 p.
18. Bergmann J., Stambke M. Potential of Laser-manufactured Polymer-metal hybrid. *Joints Physics Procedia*, 2012, no. 39, pp. 84–91.
19. Sorokin A.E., Ivanov M.S., Sagomonova V.A. Thermoplastic polymer composite materials based on polyetheretherketones of various manufacturers. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 41–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-01-41-50.
20. Glushchenkov V.A., Palkowski H., Yusupov R.Y. et al. A non-destructive method for evaluating the adhesion between the layers of metal-polymer-metal composite materials. *Materiali in Tehnologije*, 2024, vol. 58, is. 1, no. 1, pp. 3–8.
21. Sagomonova V.A., Dolgoplov S.S., Sorokin A.E., Tselikin V.V. Evaluation of vibration-absorbing material based on polyurethane using possibility for a seal. *Trudy VIAM*, 2021, no. 10 (104), pp. 28–35. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 24, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-28-35.

22. Kablov E.N., Sagomanova V.A., Sorokin A.E., Tselikin V.V., Gulyaev A.I. Study of the structure and properties of a polymer composite material with an integrated vibration-absorbing layer. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2020, no. 3, pp. 2–9. DOI: 10.31044/1994-6260-2020-0-3-2-9.
23. Harhash M., Gilbert R.-R., Hartmann S. et al. Experimental characterization, analytical and numerical investigations of metal/polymer/metal sandwich composites – Part 2: free bending. *Composite Structures*, 2020, vol. 232, pp. 217–228.

Информация об авторах

Павлюкович Надежда Геннадьевна, ведущий научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Борисова Елена Алексеевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Морозова Вероника Сергеевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Мекалина Ирина Васильевна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Nadezhda G. Pavlukovich, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Elena A. Borisova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Veronika S. Morozova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 14.08.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.09.2025.
The article was submitted 14.08.2025; approved and accepted for publication after reviewing 18.09.2025.

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-97-113

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, КОМПЛЕКСА СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ И ПРИМЕНЕНИЕ В АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКЕ ГИБРИДНЫХ СЛОИСТЫХ АЛЮМОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.В. Антипов¹, А.И. Асташкин², А.А. Селиванов², Е.А. Ткаченко²

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Санкт-Петербург, Россия; mail@crism.ru

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

Аннотация. Приведен обзор научно-технической информации о структуре и свойствах гибридных слоистых алюмополимерных композиционных материалов. Показаны преимущества использования стекловолокна (в материалах классов СИАЛ и GLARE) по сравнению с арамидным (в материалах классов АЛОП и ARALL) и углеродными (в материалах классов АЛКАР и CARALL) волокнами. Результаты анализа показывают, что в сравнении с листами из монолитных алюминиевых сплавов алюмокомпозиты обладают уникальным комплексом свойств: пониженной плотностью, высокой удельной прочностью, повышенной трещиностойкостью, стойкостью к ударным нагрузкам, огнестойкостью и хорошей ремонтопригодностью.

Ключевые слова: слоистые металлополимерные материалы, алюмокомпозит СИАЛ, алюмоорганопластик АЛОП, алюмоуглепластик АЛКАР, применение, структура, свойства металлополимерных композиционных материалов

Для цитирования: Антипов В.В., Асташкин А.И., Селиванов А.А., Ткаченко Е.А. Особенности формирования структуры, комплекса служебных свойств и применение в авиационной технике гибридных слоистых алюмополимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 97–113. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-97-113.

Scientific article

FEATURES OF THE FORMATION OF THE STRUCTURE, COMPLEX OF SERVICE PROPERTIES AND THE USE OF HYBRID LAMINATE ALUMOPOLYMER COMPOSITE MATERIALS IN AIRCRAFT CONSTRUCTION

V.V. Antipov¹, A.I. Astashkin², A.A. Selivanov², E.A. Tkachenko²

¹Federal State Unitary Enterprise «Prometey Central Scientific Research Institute Of Structural Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Saint Petersburg, Russia; mail@crism.ru

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

Abstract. An overview of scientific information on the structure and properties of hybrid fiber metal laminate aluminum-polymer composite materials is given. The advantages of using fiberglass (in SIAL, GLARE) in comparison with aramid fiber (in ALOR, ARALL) and carbon fiber (in ALCAR, CARALL) are shown. The results of the review show that, in comparison with sheets made of monolithic aluminum alloys, aluminum-glass plastics have a unique set of properties: low density, high specific strength, increased crack resistance, resistance to shock loads, fire resistance and good maintainability.

Keywords: laminate metal-polymer materials, SIAL aluminum-fiberglass, ALOR aluminum-organoplastics, ALCAR, application, structure, properties of metal-polymer composite materials

For citation: Antipov V.V., Astashkin A.I., Selivanov A.A., Tkachenko E.A. Features of the formation of the structure, complex of service properties and the use of hybrid laminate alumopolymer composite materials in aircraft construction. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 97–113. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-97-113.

Введение

Современное авиастроение находится в состоянии постоянного поиска решения комплексной задачи по снижению массы летательного аппарата, повышению ресурса, обеспечению живучести и безопасности эксплуатации изделий. Одним из наиболее перспективных решений, отвечающих этим требованиям, является применение гибридных слоистых металлополимерных композиционных материалов (МПКМ), сочетающих лучшие свойства металлов и полимерных композитов. Ответом на потребность в более легких, прочных и надежных конструкционных материалах для изделий нового поколения стала разработка алюмополимерных композитов и технологических процессов изготовления из них деталей для применения в конструкциях изделий авиационной техники. Работы по созданию слоистых МПКМ (Fiber Metal Laminate – FML) в России и за рубежом для нужд авиационной промышленности активно ведутся с 1970-х гг. [1–9].

Сравнение служебных характеристик МПКМ и монолитных металлических листов представлено в табл. 1.

Таблица 1

Сравнение служебных характеристик металлополимерных композиционных материалов и монолитных металлических листов

Характеристики	Значения характеристик для		
	слоистых материалов	монолитных алюминиевых сплавов	титановых сплавов
Плотность, г/см ³	2,3–2,5	2,8	4,5
Предел прочности при растяжении, МПа	≥600	410–630	≥630
Трещиностойкость	В 10 раз выше	Базовая	Высокая
Огнестойкость при 1100 °С, мин	15	1,5–2	Высокая

Основные типы металлополимерных композиционных материалов

В состав МПКМ входят чередующиеся тонкие листы из металла толщиной 0,2–0,5 мм и полимерного композиционного волокнистого материала преимущественно на основе эпоксидного связующего толщиной ~0,125 мм.

Основными коммерчески доступными материалами в настоящее время считаются материалы на основе алюминиевых сплавов, производимые за рубежом под торговыми марками ARALL, CARALL, GLARE, и их российские аналоги АЛОП, АЛКАР и СИАЛ соответственно. Название торговых марок является акронимом, образованным из начальных букв наименования типа волокна, используемого для армирования (арамидное, углеродное, стекловолокно), и алюминиевого сплава.

Разработка слоистого волокнистого композиционного материала ARALL (ARamid ALuminium Laminate) началась в 1978 г. (Delft University of Technology, Нидерланды). Материалы класса ARALL представляют собой структуру, состоящую из нескольких слоев тонкого алюминиевого листа толщиной 0,2–0,4 мм и прослойки из препрега (однонаправленного или равнопрочного), армированного органическими волокнами [1, 2, 4, 5, 8–10].

В СССР в это же время проводили работы по исследованию слоистых металлополимерных материалов первого поколения – марки АЛОП (АЛюминий + ОРганопластик), аналогичных по структуре материалу ARALL [3, 6, 7].

Применение материалов класса АЛОП взамен листов из алюминиевых сплавов обеспечило повышение сопротивления усталости и трещиностойкости конструкции (в >1,2 и 5–20 раз соответственно) при более высокой прочности и стойкости к ударным воздействиям (табл. 2) [5, 6].

Таблица 2

**Сравнительные характеристики материалов класса АЛОП
и листов из алюминиевого сплава Д16ч-АТ**

Характеристики	Значения характеристик для		
	ортотропно-армированного материала АЛОП Д16/41	однонаправленного материала АЛОП Д16/41Н	листов из сплава Д16ч-АТ
Плотность ρ , г/см ³	2,35	2,25	2,78
Предел прочности при растяжении σ_b , МПа	450	700	415
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	350	500	275
Модуль упругости при растяжении E , ГПа	62	69	72
Малоцикловая усталость, кцикл ($\sigma_{max} = 157$ МПа)	120	Более 200	120
Скорость роста трещины усталости dl/dN , мм/кцикл ($\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$)	0,2	0,1	2,0
Примечание. Слоистые композиты АЛОП Д16/41 и АЛОП Д16/41Н состоят из трех листов из алюминиевого сплава Д16ч-АТ толщиной 0,47 мм и двух слоев органопластика толщиной 0,15 мм, армированного арамидными волокнами СВМ.			

Работы по созданию и исследованию алюмоуглепластиков проводили в различных странах: в Европе и Австралии – материалов класса CARALL (Carbon Reinforced Aluminium Laminate), в России – материалов класса АЛКАР (АЛюминий + КАРбон) [6, 10–13].

Использование для армирования полимерных прослоек углеродных волокон, имеющих низкую плотность ($\sim 1,4$ г/см³) и высокий модуль упругости ($E \approx 140$ ГПа), позволило разработать алюмоуглепластик АЛКАР Д16/14-3, который имел следующие механические характеристики: $E = 87\text{--}93$ ГПа, $\sigma_b = 860\text{--}900$ МПа, $\sigma_{сж} = 690\text{--}720$ МПа [12, 13].

Однако несмотря на высокое сопротивление усталости и низкую плотность, эти материалы имеют ряд ограничений: хотя углеродное волокно обеспечивало высокую жесткость и прочность композиционных материалов, наличие гальванической пары «алюминий–углерод» вызывало риск контактной коррозии [13], а разница в значениях коэффициента теплового линейного расширения приводила к высоким остаточным напряжениям и снижению сопротивления усталости [10]. Арамидное волокно обладало повышенной гигроскопичностью, недостаточной стойкостью при сжатии, склонностью к образованию дефектов и создавало сложности при механической обработке ввиду высокой прочности и вязкости [4–6], а также имело высокую стоимость по сравнению со стекловолокном.

Указанные недостатки слоистых МПКМ с арамидным и углеродным волокном явились предпосылкой для разработки в конце 1980-х гг. слоистых композиционных материалов второго поколения – алюмостеклопластиков: СИАЛ (Стеклопластик И АЛюминий) в России и GLARE (Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy) за рубежом [14–19].

Алюмостеклопластики представляют собой конструкционные листовые гибриды, состоящие из чередующихся тонких листов из алюминиевых сплавов, в том числе алюминий-литиевых, и полимерных прослоек, армированных стекловолокном.

Стекловолокно, будучи диэлектриком и химически совместимым с алюминием, позволило устранить основные недостатки алюмопластиков предыдущих поколений.

В настоящее время материалы класса СИАЛ являются в Российской Федерации основным семейством МПКМ, обладающих повышенными прочностными характеристиками при статическом и ударном нагружении в сравнении с алюмоорганопластиком ARALL.

Алюмостеклопластики имеют исключительный комплекс служебных характеристик. По сравнению с листами из алюминиевых сплавов они обладают: пониженной плотностью (на 10–15 %), повышенной трещиностойкостью (скорость роста трещины усталости в 5–10 раз ниже), высокой удельной прочностью ($\sigma_v = 600\text{--}1300$ МПа), огнестойкостью (выдерживают воздействие температуры до 1100 °С в течение ≥ 15 мин) и хорошей ремонтпригодностью. Эти качества делают их идеальными материалами для ответственных элементов конструкций воздушных судов, подвергаемых усталостным и ударным нагрузкам [13, 15, 17, 19].

Структура и принципы конструирования материалов класса СИАЛ

Алюмостеклопластик представляет собой симметричный пакет с нечетным количеством слоев (например, 3/2, 5/4, где первое число – количество металлических слоев, второе – полимерных прослоек), что предотвращает коробление.

Типичная структура материала класса СИАЛ включает (рис. 1):

- внешние слои – плакированные листы из алюминиевых сплавов толщиной 0,25–0,6 мм (Д16ч-АТ, 1163-АТ, 1441-Т11 и др.) для молниезащиты, коррозионной стойкости и возможности клепки;
- внутренний слой (для материалов с количеством слоев 3/2) – неплакированный алюминиевый лист и полимерные прослойки: 2–4 монослоя клеевых препрегов на основе эпоксидного связующего (ВК-41, ВСК-14-2мР), армированных стеклянной тканью (Т-10) или ровингом (R-10) с содержанием волокон 55–70 % (объемн.).

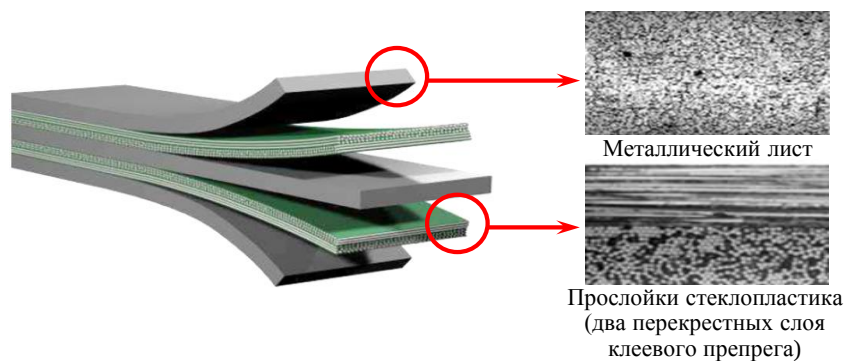


Рис. 1. Структура пятислойного алюмостеклопластика [16]

Тип армирования подбирается с учетом характера нагружения:

- однонаправленное $[0^\circ]$ (СИАЛ-1/GLARE-1) – для зон растяжения;
- асимметричное в соотношении 70/30 (СИАЛ-2/GLARE-4) – для смешанного нагружения;
- перекрестное $[0^\circ/90^\circ]$ (СИАЛ-3/GLARE-3) – для обеспечения изотропности свойств элементов конструкции (фюзеляж, полы).

**Механизмы формирования комплекса служебных свойств
Механические характеристики при растяжении и сжатии,
коррозионная стойкость**

Результаты испытаний на растяжение образцов алюмостеклопластиков на основе алюминий-литиевого сплава 1441-T11 и стеклопластиков, имеющих пятислойные структуры (3/2) – однонаправленную (СИАЛ-1-1Р) и равнопрочную (СИАЛ-3-1Р), представлены в табл. 3. Для сравнения приведены характеристики листов толщиной 1,5 мм из алюминиевого сплава 1163-Т, широко используемого в конструкциях самолетов [17–19].

Таблица 3

**Механические свойства при растяжении алюминиевого сплава
и материалов класса СИАЛ с различной схемой армирования стеклопластика**

Материал	Направле- ние вырезки образца	Предел прочности при растяжении σ_b , МПа	Предел теку- чести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Модуль упругости E , ГПа
СИАЛ-1-1Р	Д	1030±45	335±10	4,5±0,5	71,0±1,0
	П	278±2	257±2	4,4±0,2	58,0±0,1
СИАЛ-3-1Р	Д	605±5	267±2	4,2±0,2	66,1±0,1
	П	595±3	265±2	4,1±0,2	65,2±0,2
Сплав 1163-Т	П	≥405	≥265	≥13,0	≥70,0

Алюмостеклопластик СИАЛ-1-1Р с однонаправленной ориентацией армирующих волокон обладает существенной анизотропией, особенно предела прочности при растяжении. У материала СИАЛ-3-1Р с равнопрочным армированием механические свойства в продольном и поперечном направлениях близки между собой.

Использование однонаправленного армирования алюмостеклопластика ровингом позволяет получать более высокий уровень механических свойств, чем при армировании равнопрочными тканевыми препрегами, при прочих равных условиях [16, 20].

Установлены следующие закономерности формирования механических свойств при растяжении и сжатии в исследуемых слоистых МПКМ:

– предел прочности при растяжении материалов класса СИАЛ в направлении армирования в большей степени зависит от σ_b стекловолокна (~2000 МПа) и алюминий-литиевых листов (~440 МПа) в соответствии с объемной долей (количеством и толщиной) слоев; для равнопрочного материала класса СИАЛ $\sigma_b = 600\text{--}700$ МПа в обоих направлениях, для однонаправленных структур $\sigma_b = 1000\text{--}1200$ МПа в продольном направлении;

– предел текучести алюмостеклопластика непосредственно обусловлен $\sigma_{0,2}$ металлических листов и в продольном и поперечном направлениях составляет 335 и 257 МПа соответственно;

– относительное удлинение материалов класса СИАЛ не превышает удлинения стекловолокна ($\delta = 3,0\%$) и практически не зависит от направления армирования клеевого препрега ($\delta = 4,1\text{--}4,7\%$);

– модуль упругости при растяжении и сжатии алюмостеклопластиков зависит от схемы армирования и объемного содержания металла в структуре слоистой композиции. При увеличении в структуре объемной доли алюминий-литиевых листов модули упругости при растяжении и сжатии повышаются ($E \approx 70$ ГПа, $E_{сж} \approx 71$ ГПа), однако их уровень ниже, чем у листов из алюминий-литиевых сплавов ($E = 79\text{--}80$ ГПа, $E_{сж} = 80\text{--}81$ ГПа) [13, 17–20].

При эксплуатации авиационной конструкции материал подвергается длительным низкотемпературным нагревам (солнечным, технологическим и др.). Показано

[19], что длительные температурные нагревы при температурах 85 и 125 °С в течение 1000 ч не оказывают существенного воздействия на механические свойства, определяемые при растяжении при комнатной температуре.

Наибольшему влиянию коррозионных факторов слоистые материалы класса СИАЛ подвергаются со стороны внешних металлических листов и с торцевых поверхностей, что может изменять свойства алюмостеклопластика вследствие химических и электрохимических процессов, а также влагопоглощения и деструкции полимерных слоев. При условии надежной антикоррозионной защиты торцевых поверхностей деталей по периметру и отверстий под крепеж, а также поверхности внешнего алюминиевого листа структура гибридных слоистых алюмостеклопластиков обеспечивает повышенную коррозионную стойкость деталей при эксплуатации [19–21].

Для защиты деталей из алюмостеклопластиков от коррозионных повреждений применяют нанесение грунтов, эмалей, герметиков по схемам в соответствии с нормативными документами и требованиями конструкторской документации.

Трещиностойкость и сопротивление усталости

Важнейшее преимущество материалов класса СИАЛ перед металлическими материалами – способность останавливать развитие усталостной трещины. Когда микротрещина длиной 1–2 мм возникает в алюминиевом слое, стекловолокна в полимерной прослойке остаются целыми, создавая «мостиковый эффект», снижая коэффициент интенсивности напряжений ΔK и перераспределяя нагрузку на соседние слои, что препятствует появлению сквозных трещин.

В результате скорость роста трещины в материалах класса СИАЛ составляет $\leq 0,3$ мм/циклов при $\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$, тогда как в листах из сплава Д16ч-АТ – до 2,5 мм/циклов (в 8–10 раз больше).

Установлено, что снижение скорости роста трещины усталости в слоистых материалах класса СИАЛ, по сравнению с монолитными алюминиевыми листами, происходит из-за зигзагообразной траектории трещины вследствие ее ветвления в слоях стеклопластика [22–24], вызывающего в процессе испытаний расслоение образцов МПКМ (рис. 2).

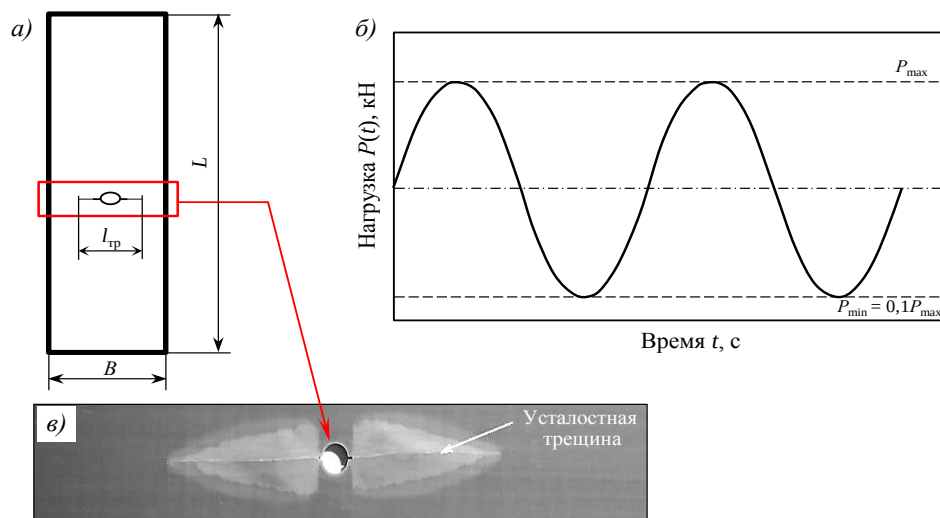


Рис. 2. Характер расслоений стеклопластика в материале класса СИАЛ после испытаний на трещиностойкость: а – образец для испытаний на скорость роста трещины усталости (B , L – ширина и длина образца соответственно, $l_{тр}$ – длина трещины); б – диаграмма нагружения при испытаниях на скорость роста трещины усталости; в – вид зоны расслоений в прослойках стеклопластика у концентратора после удаления внешних металлических листов

Усталостная трещина на поверхности слоистого материала может появиться раньше, чем в монолитных листах. Далее трещина растет очень медленно [22–24]. Сравнительные данные по влиянию структуры материала на скорость роста трещины усталости приведены на рис. 3 и 4.

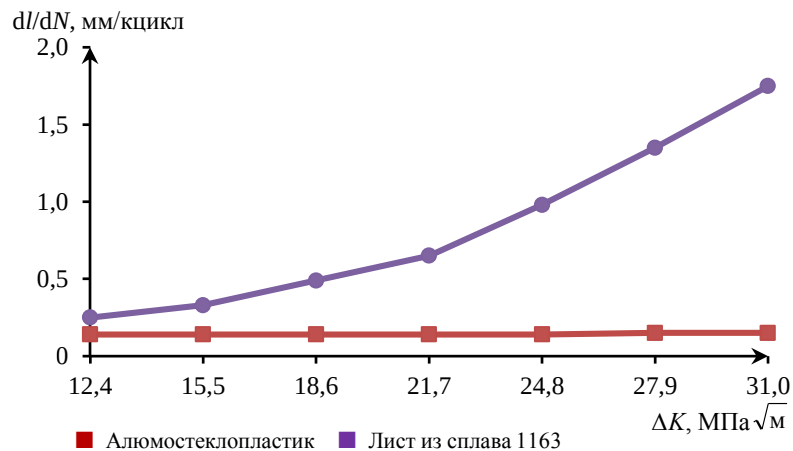


Рис. 3. Скорость роста трещины усталости в алюмокомпозитике и монолитном листе из сплава 1163 [22]

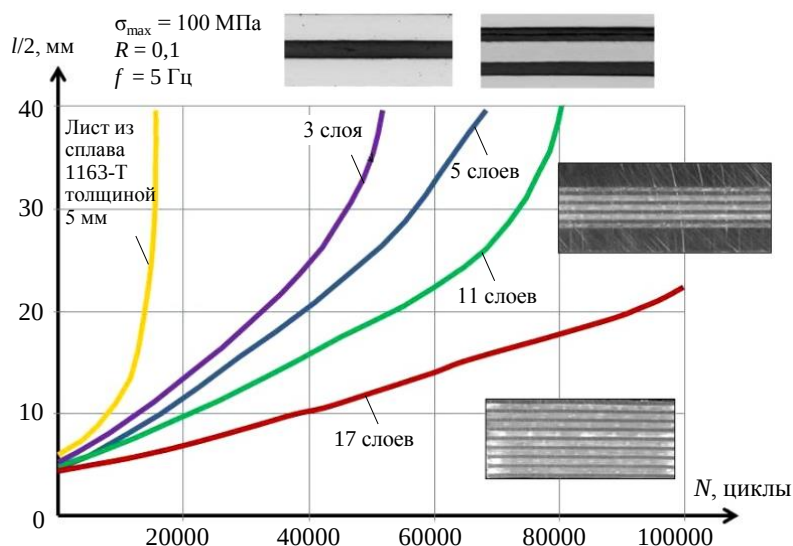


Рис. 4. Скорость роста трещины усталости в слоистых гибридных материалах и монолитном листе из сплава 1163 [24]

В процессе испытаний на усталостную долговечность (МЦУ) алюмокомпозитика установлено, что появление усталостной трещины происходит на стадии 20–30 % от числа циклов до полного разрушения в поверхностных слоях образцов из алюминий-литиевого сплава с дальнейшим развитием трещины и разрушением металлического листа. Долговечность продольных образцов материала марки СИАЛ-1-1 с однонаправленной схемой армирования существенно выше, чем образцов алюмокомпозитика СИАЛ-3-1 с перекрестным армированием. При этом получено, что характеристики МЦУ образцов алюмокомпозитика СИАЛ-3-1 с перекрестным армированием сравнимы с долговечностью монолитных листов из ресурсных сплавов 1163 и 1441 (табл. 4).

Таблица 4

**Малоцикловая усталость продольных образцов материалов класса СИАЛ
на основе листов из сплава 1441 и алюминиевых сплавов**

Материал	Максимальное напряжение $\sigma_{\text{max}}^{\text{нетто}}$, МПа	Число циклов до зарождения трещины во внешнем листе $N_{0\text{cp}}$, циклов	Среднее число циклов до разрушения N_{cp} , циклов
СИАЛ-3-1 (перекрестное армирование [0°/90°])	157	41000	188830
СИАЛ-1-1 (однонаправленное армирование [0°/0°])		71000	252030
Сплав 1441		—	173000
Сплав 1163		—	151980

Испытания конструктивно-подобных панелей фюзеляжа самолета Ан-148 [23, 24] также подтвердили преимущество материалов класса СИАЛ перед листами из традиционного обшивочного высокоресурсного сплава 1163. Живучесть панелей из алюмостеклопластика в ~2 раза превосходила живучесть панели из сплава 1163: долговечность панели из алюмостеклопластика СИАЛ на основе листов из сплава 1441 составила >305000 циклов, а панель из сплава 1163-АТ разрушилась при ~160000 циклов.

Ударная стойкость

Типичным видом эксплуатационных повреждений поверхностей конструкции самолетов могут быть повреждения ударного происхождения при монтажных и ремонтных работах. Поверхности листов из традиционных алюминиевых сплавов при местных повреждениях можно ремонтировать зачисткой и заменой участка поверхности с креплением на механическом крепеже.

Исследование слоистых образцов после испытаний показали [25], что ударная стойкость материалов класса СИАЛ возрастает с увеличением общего количества слоев в композите и толщины алюминиевых листов, а также благодаря применению перекрестного армирования монослоев стеклопластика, в связи с чем наиболее оптимальной является структура пятислойного (3/2) материала с четырьмя монослоями препрега с перекрестной укладкой [0°/90°/90°/0°] и толщиной листа из сплава Д16ч-АТ 0,5 мм. Энергия удара на пробой этой композиции не превышает 42 Дж, что сопоставимо с показателями зарубежного материала GLARE [26].

Ударостойкость алюмостеклопластиков на базе листов из сплава 1441-АТ1 ниже, чем у аналогичной композиции на основе листов из сплава Д16ч-АТ.

Энергия удара при пробое монолитных листов толщиной 1,5 мм ниже, чем для материалов класса СИАЛ, и имеет максимальные значения 34 Дж.

Сравнительные испытания показали [26], что, в отличие от углепластиков, материалы класса СИАЛ демонстрируют высокую устойчивость к низкоскоростным ударам (падающий груз, инструмент, техобслуживание), повреждения визуализируются (вмятины), что упрощает диагностику. При этом повреждения локализованы, трещины несквозные, остаточная прочность сохраняется на уровне 70–80 % даже при наличии вмятин глубиной до 6 мм.

Огнестойкость и огнестойкость

Для обеспечения безопасности при эксплуатации авиационной техники в обязательном порядке должны выполняться требования, предъявляемые к пожарной безопасности материалов и типовых конструктивных элементов на их основе. В ряде

параграфов Авиационных правил предъявляются требования к огнестойкости или огнестойкости материалов при воздействии открытого пламени в различных ситуациях при эксплуатации (наземный пожар от разлива топлива, пожар во внутренних отсеках, пожар в зонах двигателей и пожароопасной зоне материалов внешней обшивки и др.).

Для оценки возможности использования слоистого алюмокомпозитного материала в зонах конструкции самолета с повышенными требованиями пожарной безопасности проведены квалификационные испытания во ФГУП «ГосНИИ ГА» на образцах листов из сплава 1441 и композитного материала КМКС-2мР.120.РВМПН.30 применительно к облицовкам багажно-грузового отсека и противопожарным перегородкам. Сравнительная оценка результатов испытаний на огнестойкость, проведенных зарубежными (Airbus, Boeing) и отечественными (ВИАМ, ФГУП «ГосНИИ ГА») компаниями, показала, что отечественные и зарубежные материалы аналогичны по времени прогорания (табл. 5) [27–31].

Таблица 5

Сравнительная оценка огнестойкости материалов CLARE, СИАЛ и монолитных листов из алюминиевых сплавов толщиной 1,5–2,0 мм

Материалы		Условия испытаний	Результаты испытаний	Максимальная температура*, °C	Время*, мин
зарубежные (Европа, США)	отечественные				
GLARE 3-2/1	СИАЛ-3-2/1	1100±25 °C, 15 мин	Отсутствие сквозного прогорания	220	5
GLARE 3-3/2	СИАЛ-3-3/2			160	5
GLARE 4-2/1	СИАЛ-5-2/1			215	10
Сплав 2024-T3	Сплав Д16ч-Т	1100±25 °C	Сквозное прогорание	Сквозное прогорание	1,5

* Значения для стороны, противоположной пламени.

При проведении испытаний всех типов алюмокомпозитных материалов при воздействии открытого пламени с температурой 1100 °C в течение 15 мин не наблюдали сквозного прогорания образца. Прогорание затронуло только наружный алюминиевый лист с частичным обугливанием поверхностного первого слоя композитного материала [27, 28, 31]. При аналогичных условиях испытания сквозное прогорание монолитного листа от пламени с температурой 1100 °C наступает через 1,5 мин, т. е. быстрее в >10 раз.

Зависимость изменения температуры на расстоянии 100 мм от поверхности образца представлена на рис. 5 [19, 28].

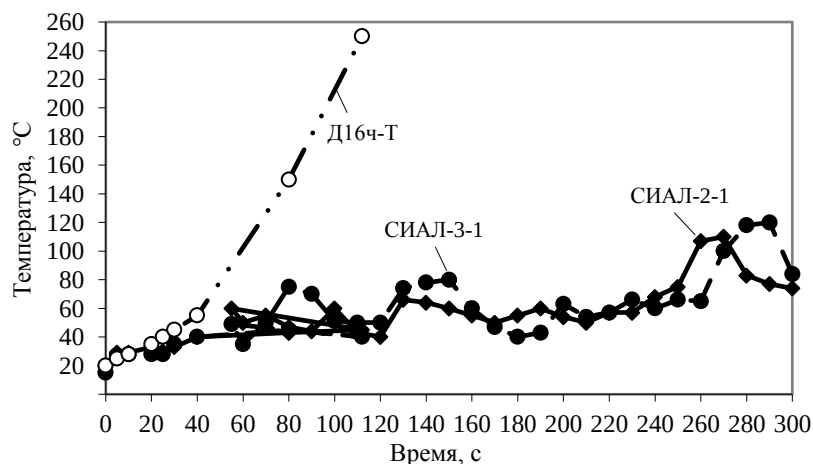


Рис. 5. Изменение температуры на расстоянии 100 мм от листов материалов класса СИАЛ и сплава Д16ч-Т с внешней стороны образца

Повышенная огнестойкость алюмостеклопластиков связана со свойствами стекловолокна (плавление при температуре $>1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) и абляционным эффектом при термодеструкции слоев стеклопластика, которые в сочетании с алюминиевыми слоями формируют барьер, предотвращающий сквозное прогорание. Материалы класса СИАЛ выдерживают воздействие температуры $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 15–20 мин без сквозного прогорания, не выделяют токсичных газов при термодеструкции. Это делает материал пригодным для зон с повышенными требованиями пожарной безопасности: мотогондол, багажных отсеков, противопожарных перегородок.

Плотность и весовая эффективность

Средняя плотность материалов класса СИАЛ составляет $2350\text{--}2400\text{ кг/м}^3$ против $2780\text{--}2810\text{ кг/м}^3$ у алюминиевых сплавов. При сохранении уровня прочности это обеспечивает снижение массы детали на 10–15 %.

Технологии производства

Изготовление заготовок деталей из материалов класса СИАЛ осуществляется методом автоклавного формования (температура $120\text{--}180\text{ }^{\circ}\text{C}$, давление $0,6\text{--}0,8\text{ МПа}$).

Технологические режимы автоклавного формования (давления, температуры и времени выдержки при формовании) для получения стабильных свойств слоистых алюмостеклопластиков выбирают с учетом конструктивных особенностей детали.

При формовании заготовок алюмостеклопластиков учитывают температурно-временные параметры процессов отверждения клеевых связующих ВСК-14-2мР и ВСК-14-2м [32, 33], используемых в клеевых препрегах КМКС на основе стеклонеполнителей (ровинга и тканей Т-60(ВМП), Т-64(ВМП)), принимая также во внимание параметры режимов искусственного старения алюминиевых листов, входящих в структуру материалов класса СИАЛ.

Для изготовления крупногабаритных конструкций из алюмостеклопластиков СИАЛ разработаны методы сращивания заготовок [19, 34] (рис. 6 и 7).

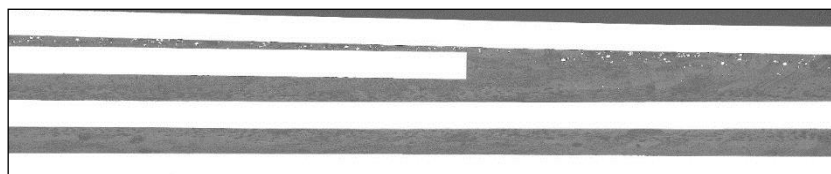


Рис. 6. Типовое сечение в зоне стыка листов в материале класса СИАЛ с использованием внутреннего межслойного дублера

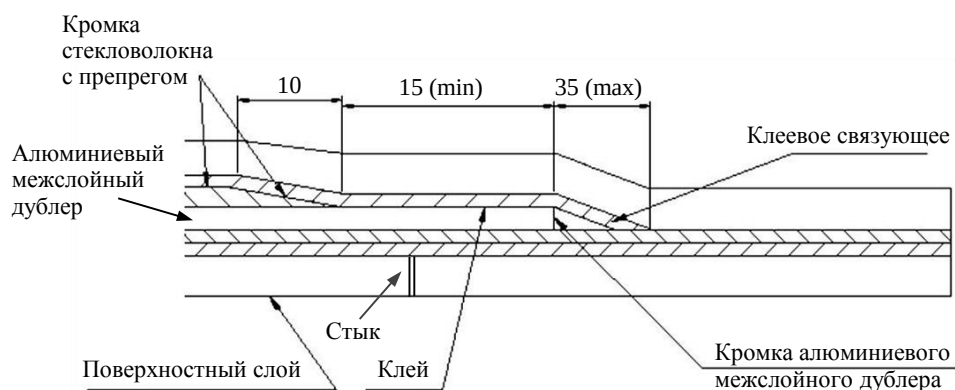


Рис. 7. Схема расположения слоев в зонах стыка с использованием внутренних межслойных дублеров

Оценка прочностных характеристик и трещиностойкости в зонах сращивания, проведенная на заготовках из материала СИАЛ-3-1 на базе листов из сплава 1441-РДТ11 и клеевого препрега на основе ровинга КМКС-2мР.120.РВМПН.30, показала, что служебные характеристики в зоне сращивания не уступают свойствам материала СИАЛ-3-1 с регулярной структурой [19, 35].

Применение технологии соединений слоистых алюмокомпозитов методом сращивания обеспечивает снижение массы конструкции на 10–15 % за счет уменьшения числа заклепочных стыков и снижения трудоемкости при сборочных работах.

Применение в авиационных конструкциях

Наиболее известной областью применения материалов GLARE-3 и GLARE-4 в настоящее время является изготовление деталей самолета Airbus A380: панелей верхней зоны фюзеляжа (27 панелей), кромки хвостового оперения, гермошпангоутов, соединительных лент. Применение всего 3 % (от общей массы) материалов класса GLARE в самолете Airbus A380 взамен традиционных алюминиевых сплавов позволило снизить массу конструкции на ~500 кг [36, 37].

В самолетах Fokker F27, Fokker 100, Boeing C-17, Boeing C-130 для панелей крыльев опробованы алюмоорганопластики марки ARALL, однако эти работы не нашли дальнейшего продолжения и не были внедрены из-за отмеченных недостатков и по экономическим причинам [4, 38].

Алюмоорганопластики применены также в самолетах Airbus A340-500/600 (передняя кромка крыла) и Boeing 777 (панели пола грузового отсека).

Слоистый алюмоуглепластик CARALL опробован в деталях, испытывающих ударные нагрузки (стойки вертолета, сиденья самолета) [19].

Применение МПКМ класса АЛОП для передней кромки крыла самолета Ан-124 позволило снизить ее массу на 10–15 % по сравнению с алюминиевым сплавом Д16ч-АТ [6].

Алюмокомпозит СИАЛ-3-1 (с трехслойной структурой на базе листов из сплава 1441-РТ1 толщиной 0,5 мм и прослойка композита на основе клея ВК-41 и равнопрочной ткани Т-10 из высокопрочного высокомодульного стекла) применен в качестве молниезащитных верхних панелей пилотных топливных баков самолета Бе-103 [39].

В военной и транспортной авиации материалы класса СИАЛ применяются в элементах хвостового оперения и для панелей мотогондол.

Применение в конструкции вертолета Ка-226 материала СИАЛ-2-1Р для створки капота двигателя взамен титанового сплава ОТ4 обеспечило снижение массы на 20 % и повышение огнестойкости до 1100 °С в течение 15 мин [33, 40].

Ограничения и перспективы

Достоинства материалов класса СИАЛ неоспоримы, однако имеются ограничения, к которым относятся:

- более высокая стоимость по сравнению с монолитными полуфабрикатами из алюминиевых сплавов (в 2–3 раза);
- сложность механической обработки (сверловка требует специальных режимов);
- ограниченная применяемость в зонах длительного воздействия высоких температур (>150 °С);
- требования к герметизации торцов (для предотвращения влагопоглощения).

Тем не менее в рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» (комплексная научная проблема 6.2. «Слоистые трещиностойкие, высокопрочные металлополимерные материалы») в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ активно ведется разработка материалов класса

СИАЛ на основе алюминий-литиевых сплавов (1441, В-1469) для еще большего снижения массы [41], а также предлагаются для применения гибридные панели крыла и центроплана с комбинированным набором из профилей из сплавов системы Al–Li и технологии ремонта поврежденных участков методом локального использования накладок из материалов класса СИАЛ [42].

Заключения

Гибридные слоистые композиционные материалы – это не просто альтернатива традиционным металлам, а новый класс конструкционных материалов, сочетающих прочность металла, легкость композита и уникальную живучесть. Разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (СИАЛ) и зарубежные аналоги (GLARE) уже доказали свою эффективность в реальных конструкциях.

Уникальный набор служебных характеристик (высокие удельная статическая прочность, сопротивление усталости, трещиностойкость и коррозионная стойкость, повышенные огнестойкость, огнестойкость и устойчивость к ударам), существенно превышающих уровень свойств монолитных алюминиевых листов, делает слоистые МПКМ перспективными для будущих поколений авиационных конструкций.

Дальнейшее развитие направления связано с интеграцией цифровых технологий (цифровые двойники, оптимизация структуры компонентов композиционных материалов), использованием перспективных связующих (термопласты, самовосстанавливающиеся матрицы) и расширением геометрических возможностей формования (детали с двойной кривизной, интегральные панели).

Алюмостеклопластики являются наиболее перспективными МПКМ. Их уникальные свойства позволяют создавать более легкие, надежные и долговечные конструкции летательных аппаратов. Дальнейшее развитие этих материалов открывает новые перспективы для авиастроения и других отраслей промышленности.

Список источников

1. Laurens B.V. Development of a new hybrid material (ARALL) for aircraft structures // *Industrial & Engineering Chemistry*. 1983. No. 22 (3). P. 492–496.
2. Marissen R. Flight simulation behaviour of aramidreinforced aluminium laminates (ARALL) // *Engineering Fracture Mechanics*. 1984. Vol. 19. No. 2. P. 261–277.
3. Железина Г.Ф., Шалин Р.Е., Перов Б.В., Фридляндер И.Н., Кишкина С.И., Машинская Г.П., Загребалов А.А. Слоистый металлополимерный композит – АЛОП // Приложение 2 к журналу «Авиационная промышленность». М.: Машиностроение, 1985. С. 9–13.
4. Schijve J. Crack stoppers and ARALL laminates // *Engineering Fracture Mechanics*. 1990. Vol. 31. No. 2. P. 405–421.
5. Vogelesang L.B., Gunnink J.W. ARALL: A Materials Challenge for the next Generation of Aircraft // *Materials and Design*. 1986. Vol. 7. No. 6. P. 287–300.
6. Постнов В.И., Сенаторова О.Г., Железина Г.Ф., Казаков И.А., Абрамов П.А., Герасимов В.А., Постнова М.В. Опыт применения МПКМ АЛОП Д16/41 в носовой части крыла самолета Ан-124-100 // *Авиационные материалы и технологии*. 2009. № 4 (13). С. 8–17.
7. Слоистые композиционные материалы – 98: сб. тр. междунар. конф. Волгоград, 1998. 352 с.
8. Friflyander I.N., Senatorova O.G., Anihovckaya L.I., Sidelnikov V.V., Dementeva L.A., Startsev O.V. The Structure and Properties of СИАЛ (Glass/Epoxy – Aluminium) Laminates // *Proceedings of the 6th International Conference on Aluminum Alloys, ICAA-6*. Toyohashi, Japan, 1998. Vol. 3. P. 1957–1963.
9. Vlot A. Glare history of development of a new aircraft material. Kluwer Academic Publishers, 2001. 527 p.

10. Lin C.T., Kao P.W., Yang F.S. Fatigue behaviour of carbon fibre-reinforced aluminium laminates // *Composites*. 1991. No. 22 (2). P. 135–141.
11. Войнов С.И., Железина Г.Ф., Ильичев А.В., Соловьева Н.А. Исследование механических характеристик слоистого металлополимерного композиционного материала на основе листов алюминия и слоев углепластика // *Вопросы материаловедения*. 2018. № 4 (96). С. 86–96.
12. Войнов С.И., Железина Г.Ф., Соловьева Н.А. Влияние исходных компонентов на механические характеристики слоистого металлополимерного композиционного материала «алюминий–углепластик» // *Материаловедение*. 2017. № 5. С. 38–42.
13. Войнов С.И., Железина Г.Ф., Павловская Т.Г., Волков И.А. Проблема контактной коррозии при создании слоистых металлополимерных композиционных материалов на основе алюминия и углепластика // *Вопросы материаловедения*. 2016. № 1 (85). С. 127–133.
14. Слоистый алюмостеклопластик и изделие, выполненное из него: пат. 2600765 Рос. Федерация; заявл. 10.06.2015; опубл. 04.10.2016.
15. Зиченков М.Ч., Шаныгин А.Н. Гибридные авиаконструкции нового поколения для перспективных гражданских самолетов // *Полет. Общероссийский научно-технический журнал*. 2018. № 11. С. 106–114.
16. Шестов В.В., Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н. Высокопрочный слоистый материал на основе листов из алюминий-литиевого сплава // *Технология легких сплавов*. 2016. № 1. С. 119–123.
17. Лавров А.В., Ерасов В.С., Подживотов Н.Ю., Автаев В.В. Оптимизация структуры гибридных композиционных материалов авиационного назначения // *Труды ВИАМ*. 2016. № 11 (47). С. 56–62. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-7-7.
18. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г. Слоистые алюмостеклопластики СИАЛ-1441 и сотрудничество с «Airbus» и «TU Delft» // *Цветные металлы*. 2013. № 9. С. 50–53.
19. Антипов В.В. Научно-технологические основы разработки слоистых гибридных композиционных материалов типа СИАЛ с варьируемыми физико-механическими свойствами на основе листов из алюминий-литиевых сплавов и стеклопластиков: дис. ... д-ра техн. наук. Самара, 2021. 316 с.
20. Дуюнова В.А., Кутырев А.Е., Серебренникова Н.Ю., Вдовин А.И., Сомов А.В. Исследование воздействия агрессивных факторов внешней среды на развитие коррозионных поражений на образцах слоистого металлостеклопластика класса СИАЛ // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). С. 81–90. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-81-90.
21. Железина Г.Ф., Кулагина Г.С., Кан А.Ч., Соловьева Н.А. Исследование коррозионной стойкости гибридных слоистых металлополимерных материалов // *Труды ВИАМ*. 2024. № 8 (138). С. 38–47. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-8-38-47.
22. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Сенаторова О.Г., Морозова Л.В., Лукина Н.Ф., Нефедова Ю.Н. Гибридные слоистые материалы с небольшой скоростью развития усталостной трещины // *Вестник машиностроения*. 2016. № 12. С. 45–49.
23. Железина Г.Ф., Колобков А.С., Кулагина Г.С., Кан А.Ч. Демпфирующие свойства гибридных слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых, титановых сплавов и слоев органопластика // *Труды ВИАМ*. 2021. № 2 (96). С. 10–19. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-10-19.
24. Антипов В.В., Зайцев М.Д., Родченко Т.С., Стойда Ю.М., Серебренникова Н.Ю., Сидельников В.В. Исследование долговечности конструктивно-подобного образца панели фюзеляжа с обшивкой из алюмостеклопластика СИАЛ // *Деформация и разрушение материалов*. 2021. № 3. С. 18–24.
25. Антипов В.В., Оглодков М.С., Селиванов А.А., Самохвалов С.В., Нефедова Ю.Н. Оценка стойкости слоистых алюмостеклопластиков к ударным нагрузкам // *Вопросы материаловедения*. 2025. № 4 (124). С. 130–132.

26. Qi C., Zhidong G., Zengshan L. et al. Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates // Chinese Journal of Aeronautics. 2015. Vol. 28. Is. 6. P. 1784–1792.
27. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Сидельников В.В. Исследование пожаростойкости слоистых гибридных алюмостеклопластиков класса СИАЛ // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 3. С. 36–41.
28. Антипов В.В., Коновалов А.Н., Серебренникова Н.Ю., Сомов А.В., Нефедова Ю.Н. Влияние структуры на огнестойкость и огнестойкость алюмостеклопластиков класса СИАЛ и возможности применения данных материалов в авиастроении // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). С. 40–46. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-40-46.
29. СТО 1-595-20-532–2017. Оценка огнестойкости и огнестойкости материалов, предназначенных для пожароопасных зон в авиационной технике. М.: ФГУП «ВИАМ», 2017. 23 с.
30. Огнестойкий слоистый металлостеклопластик и изделие, выполненное из него: пат. 2676637 Рос. Федерация; заявл. 07.05.2018; опубл. 09.01.2019.
31. Roebroeks G.H.J.J. GLARE: a structural material for fire resistant fuselages // AGARD Conference Proceedings. North Atlantic treaty organization, 1996. P. 13–26.
32. Серебренникова Н.Ю., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ерасов В.С., Каширин В.В. Гибридные слоистые материалы на базе алюминий-литиевых сплавов применительно к панелям крыла самолета // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 3 (42). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-3-8.
33. Антипов В.В., Сомов А.В., Сидельников В.В., Нефедова Ю.Н., Огурцов П.С., Соловьев В.А. Технологические особенности формообразования огнестойкого легкого слоистого материала для изготовления капота двигателя вертолета // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). С. 90–100. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-90-100.
34. Способ соединения слоистого алюмостеклопластика: пат. 2570469 Рос. Федерация; заявл. 10.09.14; опубл. 10.12.15.
35. Антипов В.В., Сидельников В.В., Самохвалов С.В., Нефедова Ю.Н., Сомов А.В. Способы соединения алюмостеклопластиков методом сращивания для изготовления крупногабаритных обшивочных панелей самолета // Вестник машиностроения. 2022. № 11. С. 58–63.
36. Bucci R.J., Kulak M., Heinemann M.B. et al. Large Panel Validation of Advanced Metallic and Hybrid Structural Concepts for Next-Gen Transport Aircraft // AeroMat 2007. Baltimore, 2007. URL: <https://asm.confex.com/> (дата обращения: 01.12.2025).
37. Fredell R.S., Gunnink J.W., Bucci R.J., Hinrichsen J. «Care-free» hybrid wing structures for aging USAF transports: First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures. URL: https://www.researchgate.net/publication/228415487_Carefree_Hybrid_Wing_Structures_for_Aging_USAF_Transports (дата обращения: 01.12.2025).
38. Sinmazçelik T., Avcu E., Bora M.Ö., Çoban O. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods // Materials and Design. 2011. Vol. 32. P. 3671–3685.
39. Антипов В.В., Лавро Н.А., Сухоиваненко В.В., Сенаторова О.Г. Опыт применения Al–Li сплава 1441 и слоистого материала на его основе в гидросамолетах // Цветные металлы. 2013. № 8. С. 46–50.
40. Подживотов Н.Ю., Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ерасов В.С., Серебренникова Н.Ю., Абдуллин М.Р., Лимонин М.В. Слоистые металлополимерные материалы в элементах конструкции воздушных судов // Перспективные материалы. 2016. № 10. С. 5–19.
41. 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.
42. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н., Нефедова Ю.Н. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.

References

1. Laurens B.V. Development of a new hybrid material (ARALL) for aircraft structures. *Industrial & Engineering Chemistry*, 1983, no. 22 (3), pp. 492–496.
2. Marissen R. Flight simulation behaviour of aramidreinforced aluminium laminates (ARALL). *Engineering Fracture Mechanics*, 1984, vol. 19, no. 2, pp. 261–277.
3. Zhelezina G.F., Shalin R.E., Perov B.V. et al. Layered metal-polymer composite alor. *Organoplastics in aviation products: appendix of Aviation Industry*. Moscow: Mashinostroenie, 1985, no. 2, pp. 9–12.
4. Schijve J. Crack stoppers and ARALL laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, 1990, vol. 31, no. 2, pp. 405–421.
5. Vogelesang L.B., Gunnink J.W. ARALL: A Materials Challenge for the next Generation of Aircraft. *Materials and Design*, 1986, vol. 7, no. 6, pp. 287–300.
6. Postnov V.I., Senatorova O.G., Zhelezina G.F., Kazakov I.A., Abramov P.A., Gerasimov V.A., Postnova M.V. Experience of using MPCM ALOR D16/41 in the nose section of the wing of the An-124-100 aircraft. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2009, no. 4 (13), pp. 8–17.
7. *Layered composite materials – 98: collection of works of the int. conf.* Volgograd, 1998, 352 p.
8. Friflyander I.N., Senatorova O.G., Anihovckaya L.I., Sidelnikov V.V., Dementeva L.A., Startsev O.V. The Structure and Properties of ЧИАЛ (Glass/Epoxy – Aluminium) Laminates. *Proceedings of the 6th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-6)*. Toyohashi, 1998, vol. 3, pp. 1957–1963.
9. Vlot A. *Glare history of development of a new aircraft material*. Kluwer Academic Publishers, 2001, 527 p.
10. Lin C.T., Kao P.W., Yang F.S. Fatigue behaviour of carbon fibre-reinforced aluminium laminates. *Composites*, 1991, no. 22 (2), pp. 135–141.
11. Voynov S.I., Zhelezina G.F., Ilyichev A.V., Solovieva N.A. Study of mechanical characteristics of layered metal-polymer composite material based on aluminum sheets and carbon fiber layers. *Voprosy materialovedeniya*, 2018, no. 4 (96), pp. 86–96.
12. Voynov S.I., Zhelezina G.F., Solovieva N.A. Influence of initial components on the mechanical characteristics of layered metal-polymer composite material «aluminum–carbon fiber». *Materialovedenie*, 2017, no. 5, pp. 38–42.
13. Voynov S.I., Zhelezina G.F., Pavlovskaya T.G., Volkov I.A. Problem of contact corrosion in the creation of layered metal-polymer composite materials based on aluminum and carbon fiber. *Voprosy materialovedeniya*, 2016, no. 1 (85), pp. 127–133.
14. *Laminated aluminum-fiberglass plastic and a product made therefrom: pat.* 2600765 Rus. Federation; appl. 10.06.15; publ. 04.10.16.
15. Zichenkov M.Ch., Shanygin A.N. New-generation hybrid aircraft structures for advanced civil aircraft. *Polet*, 2018, no. 11, pp. 106–114.
16. Shestov V.V., Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Nefedova Yu.N. High-strength layered material based on aluminum-lithium alloy sheets. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 1, pp. 119–123.
17. Lavrov A.V., Erasov V.S., Podzhivotov N.Yu., Avtaev V.V. Optimization of structure of hybrid composition materials for aircraft. *Trudy VIAM*, 2016, no. 11 (47), pp. 56–62. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 07, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-7-7.
18. Kablov E.N., Antipov V.V., Senatorova O.G. Layered aluminum-fiberglass plastics SIAL-1441 and cooperation with Airbus and TU Delft. *Tsvetnye metally*, 2013, no. 9, pp. 50–53.
19. Antipov V.V. *Scientific and technological foundations for the development of layered hybrid composite materials of the SIAL type with variable physical and mechanical properties based on sheets of aluminum-lithium alloys and fiberglass: thesis, Dr Sc. (Tech.)*. Samara, 2021, 316 p.
20. Duyunova V.A., Kuttyrev A.E., Serebrennikova N.Yu., Vdovin A.I., Somov A.V. Examination of the impact of aggressive environmental factors on the development of corrosion damage on samples of laminated glass-reinforced plastic of SIAL class. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), pp. 81–90. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-81-90.

21. Zhelezina G.F., Kulagina G.S., Kan A.Ch., Solovyova N.A. Research of corrosion resistance of the hybrid layered metal polymeric materials. *Trudy VIAM*, 2024, no. 8 (138), pp. 38–47. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-8-38-47.
22. Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Senatorova O.G., Morozova L.V., Lukina N.F., Nefedova Yu.N. Hybrid layered materials with a low rate of fatigue crack development. *Vestnik mashinostroyeniya*, 2016, no. 12, pp. 45–49.
23. Zhelezina G.F., Kolobkov A.S., Kulagina G.S., Kan A.Ch. Damping properties of hybrid layered metal-polymer materials based on aluminum, titanium alloys and organoplastics layers. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), pp. 10–19. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-10-19.
24. Antipov V.V., Zaitsev M.D., Rodchenko T.S., Stoyda Yu.M., Serebrennikova N.Yu., Sidelnikov V.V. Study of the durability of a structurally similar sample of a fuselage panel with a skin made of SIAL aluminum-fiberglass plastic. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2021, no. 3, pp. 18–24.
25. Antipov V.V., Oglodkov M.S., Selivanov A.A., Samokhvalov S.V., Nefedova Yu.N. Evaluation of the resistance of laminated aluminum-fiberglass plastics to impact loads. *Voprosy materialovedeniya*, 2025, no. 4 (124), pp. 130–132.
26. Qi C., Zhidong G., Zengshan L. et al. Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2015, vol. 28, is. 6, pp. 1784–1792.
27. Antipov V.V., Senatorova O.G., Sidelnikov V.V. Research of fire firmness layered hybrid aluminum fibreglasses of SIAL's class. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2011, no. 3, pp. 36–41.
28. Antipov V.V., Konovalov A.N., Serebrennikova N.Yu., Somov A.V., Nefedova Yu.N. Influence of structure on fire resistance and fireproof FMLS SIAL-type and possibility of application of data of materials in aircraft industry. *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), pp. 40–46. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 18577/2307-6046-2019-0-1-40-46.
29. Organization Standard 1-595-20-532–2017. *Assessment of fire resistance and fire impermeability of materials intended for fire-hazardous zones in aviation equipment*. Moscow: VIAM, 2017, 23 p.
30. *Fire-resistant laminated metal-fiberglass plastic and products made from it*: pat. 2676637 Rus. Federation; appl. 07.05.18; publ. 09.01.19.
31. Roebroeks G.H.J.J. GLARE: a structural material for fire resistant aircraft fuselages. *Aircraft Fire Safety, AGARD Conference Proceedings*, 1996, vol. 587, pp. 26-1–26-13.
32. Serebrennikova N.Yu., Antipov V.V., Senatorova O.G., Erasov V.S., Kashirin V.V. Hybrid multilayer materials based on aluminum-lithium alloys applied to panels of plane wing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 3 (42), pp. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-3-8.
33. Antipov V.V., Somov A.V., Sidelnikov V.V., Nefedova Yu.N., Ogurtsov P.S., Soloviev V.A. Technological features of shaping fire-resistant light laminated material for helicopter engine hood manufacturing. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 90–100. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-90-100.
34. *Method of joining laminated aluminum-fiberglass*: pat. 2570469 Rus. Federation; appl. 10.09.14; publ. 10.12.15.
35. Antipov V.V., Sidelnikov V.V., Samokhvalov S.V., Nefedova Yu.N., Somov A.V. Methods of joining aluminum-fiberglass by splicing for the manufacture of large-sized aircraft skin panels. *Vestnik mashinostroyeniya*, 2022, no. 11, pp. 58–63.
36. Bucci R.J., Kulak M., Heinemann M.B. et al. Large Panel Validation of Advanced Metallic and Hybrid Structural Concepts for Next-Gen Transport Aircraft. *AeroMat 2007*. Baltimore, 2007. Available at: <https://asm.confex.com/> (accessed: December 01, 2025).
37. Fredell R.S., Gunnink J.W., Bucci R.J., Hinrichsen J. «Care-free» hybrid wing structures for aging USAF transports: First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures. Available at: https://www.researchgate.net/publication/228415487_Carefree_Hybrid_Wing_Structures_for_Aging_USAF_Transports (accessed: December 01, 2025).

38. Sinmazçelik T., Avcu E., Bora M.Ö., Çoban O. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, pp. 3671–3685.
39. Antipov V.V., Lavro N.A., Sukhoivanenko V.V., Senatorova O.G. Experience of using Al–Li alloy 1441 and layered material based on it in seaplanes. *Tsvetnyye metally*, 2013, no. 8, pp. 46–50.
40. Podzhivotov N.Yu., Kablov E.N., Antipov V.V. et al. Layered metal-polymer materials in aircraft structural elements. *Perspektivnye materialy*, 2016, no. 10, pp. 5–19.
41. 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.
42. Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Konovalov A.N., Nefedova Yu.N. Perspectives of application of fiber metal laminate materials based on aluminum alloys in aircraft design. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.

Информация об авторах

Антипов Владислав Валерьевич, генеральный директор, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», mail@crism.ru

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

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

Ткаченко Евгения Анатольевна, старший научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Vladislav V. Antipov, Director General, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – CRISM «Prometey», mail@crism.ru

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

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

Evgenia A. Tkachenko, Senior Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.02.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.02.2026.

The article was submitted 12.02.2026; approved and accepted for publication after reviewing 17.02.2026.

Научная статья

УДК 631.437.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-114-123

АТТЕСТАЦИЯ ПРОДУКТОВ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ Ni В СВЕРХТЕКУЧЕМ ГЕЛИИ

Е.В. Дворецкая^{1,2}, М.В. Потапов¹, В.П. Пискорский¹, А.О. Колмаков², Р.Б. Моргунов^{1,2}

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

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия; office@icp.ac.ru

Аннотация. Изучены магнитные свойства тонких ($d < 4$ нм) никелевых нанопроволок, полученных методом лазерной абляции металлической мишени в сверхтекучем гелии. Обнаружено, что при малых концентрациях Ni образцы обладают прямоугольной петлей гистерезиса, становящейся пологой при увеличении концентрации Ni на поверхности подложки. На поздних стадиях лазерной абляции растет концентрация и диаметр круглых наночастиц Ni, что способствует уменьшению коэрцитивной силы наносетки и отклонению формы петли гистерезиса от прямоугольной.

Ключевые слова: ферромагнитные нанопроволоки, наночастицы, наносетки, наномagnиты, лазерная абляция, переходные металлы, магнитный гистерезис

Для цитирования: Дворецкая Е.В., Потапов М.В., Пискорский В.П., Колмаков А.О., Моргунов Р.Б. Аттестация продуктов лазерной абляции Ni в сверхтекучем гелии // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 114–123. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-114-123.

Scientific article

QUALIFICATION OF Ni LASER ABLATION PRODUCTS IN SUPERFLUID HELIUM

E.V. Dvoretzskaya^{1,2}, M.V. Potapov¹, V.P. Piskorsky¹, A.O. Kolmakov², R.B. Morgunov^{1,2}

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

²Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia; office@icp.ac.ru

Abstract. Vacuum annealing of the initially amorphous microwire of the (PrDy)–(CoFe)–B composition the magnetic properties of thin ($d < 4$ nm) nickel nanowires obtained by laser ablation of a metal target in superfluid helium were studied. It has been found that at low Ni concentrations the samples have a rectangular hysteresis loop, which becomes flatter with increasing Ni concentration on the substrate surface. At late stages of laser ablation the concentration and diameter of round Ni nanoparticles increase, which contributes to a decrease in the coercive force of the nanogrid and a deviation of the hysteresis loop shape from a rectangular one.

Keywords: ferromagnetic nanowires, nanoparticles, nanomeshes, nanomagnets, laser ablation, transition metals, magnetic hysteresis

For citation: Dvoretzskaya E.V., Potapov M.V., Piskorsky V.P., Kolmakov A.O., Morgunov R.B. Qualification of Ni laser ablation products in superfluid helium. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 114–123. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-114-123.

Введение

Большой практический интерес представляет проблема создания материала для наиболее эффективной реализации магнитных устройств неразрушающего контроля и магнитной записи информации [1–4]. Требования, предъявляемые к подобным материалам, достаточно высоки: для плотной записи материал необходимо разделить на небольшие намагниченные области, не взаимодействующие или слабо взаимодействующие друг с другом; для надежного и долгосрочного хранения информации каждая из областей должна обладать максимально медленно релаксирующим при комнатных температурах магнитным моментом. Направление момента каждой области должно быть строго задано его одноосной магнитной анизотропией (прямоугольность петли гистерезиса) для однозначности записи, при этом ось анизотропии должна быть ориентирована в определенном направлении (как правило, out-of-plane, т. е. перпендикулярно подложке) для более удобной реализации процессов считывания и записи. В настоящее время хорошее соответствие указанным и другим требованиям демонстрируют нанопленки, однако они обладают рядом недостатков [5, 6], среди которых зависимость намагниченности от шероховатости пленки и размера составляющих ее структурных элементов, а также зависимость анизотропии от состояния подложки. В качестве альтернативы можно рассматривать ферромагнитные нанопроволоки, обладающие необходимой одноосной анизотропией из-за своей геометрической формы [7], сохраняющимися при комнатной температуре ферромагнитными свойствами и достаточно небольшими размерами, чтобы обеспечить высокую плотность записи.

Важность анализа ферромагнитных нанопроволок и наносеток соответствует современной тенденции по разработке магнитных логических устройств, где большое внимание специалистов уделяется объектам, имитирующим нейрофизические системы [8, 9]. Ферромагнитные материалы обладают уникальными свойствами, позволяющими создавать структуры, способные воспроизводить поведение сложных природных систем – нейронных сетей головного мозга. Гальванические и магнитные отклики искусственной металлической сетки могут использоваться для разработки нового вида вычислительных систем, удовлетворяющих требованиям искусственного интеллекта. Серия современных исследований магнитных наносетей представлена в работах [10, 11]. Искусственные наносетки применяются для захвата редких живых клеток из биологических смесей, что позволяет повысить эффективность диагностики заболеваний и медицинских процедур [12]. Этот подход основан на способности ферромагнитных частиц избирательно взаимодействовать с клеточными структурами, обеспечивая высокую точность и надежность методик. Кроме того, исследование магнитных свойств ферромагнитных наносеток представляет интерес для математики, поскольку позволяет моделировать новые решения классических дифференциальных уравнений. Обнаружено, что такие структуры способны формировать устойчивые конфигурации магнитного момента, что открывает возможности для изучения фундаментальных законов физики и математики, связанных с поведением динамических систем [13]. Важность анализа ферромагнитных нанопроводов и наносеток выходит далеко за рамки традиционных областей техники, физики и информатики, охватывая биологию, медицину и даже абстрактные разделы математики, делая этот объект одним из наиболее перспективных направлений современных междисциплинарных исследований.

Для получения магнитного квазиодномерного материала на основе нанопроволок и наносеток разработано множество методов. В основном они сводятся к химическому синтезу с организацией пространственного шаблона, который ограничивал бы рост в радиальном направлении, но поддерживал в аксиальном. Однако при использовании существующих методов сталкиваются с рядом существенных ограничений. Во-первых,

большинство из них ограничены выбором исходного материала для изготовления нанопроволок, что значительно сужает спектр применяемых веществ и снижает универсальность подхода. Во-вторых, процесс требует высокой степени контроля за структурой шаблона, необходимого для формирования строго ориентированных волокон, однако добиться такого точного позиционирования крайне сложно, особенно на уровне нескольких десятков нанометров. Это существенно затрудняет получение тонких одномерных структур с равномерным диаметром, необходимых для ряда практических применений. Еще одна серьезная проблема существующих методов – высокая степень загрязнения конечных продуктов посторонними веществами, используемыми в процессе синтеза. Эти вещества часто остаются в структуре готового изделия, снижая его физические свойства и стабильность. Примеси оказывают негативное воздействие на характеристики материала, снижая эффективность взаимодействия магнитных полей и увеличивая потери энергии при эксплуатации изделий. Поэтому разработка альтернативных методов, позволяющих минимизировать эти недостатки, становится актуальной научной задачей современности. Важно отметить, что многие исследователи стремятся разработать методы, исключающие необходимость строгого подбора материала, допускающие использование широкого спектра соединений, а также обладающие возможностью контролировать толщину и диаметр наноструктур на этапе синтеза.

В данной работе рассматривается альтернативный метод получения нанопроволок и наносеток методом лазерной абляции в сверхтекучем гелии, предложенный Е.Б. Гордоном с соавторами [14], позволяющий получать нанообъекты разной размерности – нанопроволоки, пленки, наносетки и наночастицы практически из любых веществ, в том числе и из ферромагнитных материалов.

Цель работы направлена на визуализацию постепенного преобразования наносетки из никеля, состоящей из нанопроволок и наночастиц, а также на анализ сопутствующих изменений магнитных свойств сетки при увеличении продолжительности лазерной абляции.

Материалы и методы

Наносетка, нанопроволоки и наночастицы Ni получены методом лазерной абляции в криостате со сверхтекучим гелием (He II) [15]. Криостат оснащен системой лазерной фокусировки, кварцевым окном, мишенью из Ni, постоянным магнитом и подложкой из Si (рис. 1). Этот метод основан на росте нанопроволок в квантовых вихрях He II (рис. 1), которые известны как одномерные возбуждения, возникающие в жидком He. Когда металлические частицы и кластеры притягиваются к центру вихря, их движение становится ограниченным силой Бернулли [16]. Аксиальное направление вдоль оси вихря становится благоприятным для роста нанопроволок. Результирующий диаметр получаемых нанопроволок переходных металлов составляет $\sim(2-5)$ нм и определяется теплофизическими параметрами материала [17, 18]. Эти параметры схожи для многих сплавов и металлов, традиционно используемых для создания нанопроволок в жидком He II, что обеспечивает универсальность метода. Лазерная абляция в He II приводит к образованию наночастиц, количество и размер которых увеличиваются с увеличением продолжительности абляции и концентрации Ni.

Изображения наносетки получены с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Рентгенограммы наносетки получены на просвечивающем электронном микроскопе. Магнитный момент одиночной наночастицы, атомно-силовые и магнитосиловые изображения наносетки получены с помощью атомно-силового микроскопа, магнитный гистерезис наносетки – с помощью SQUID-магнитометра.

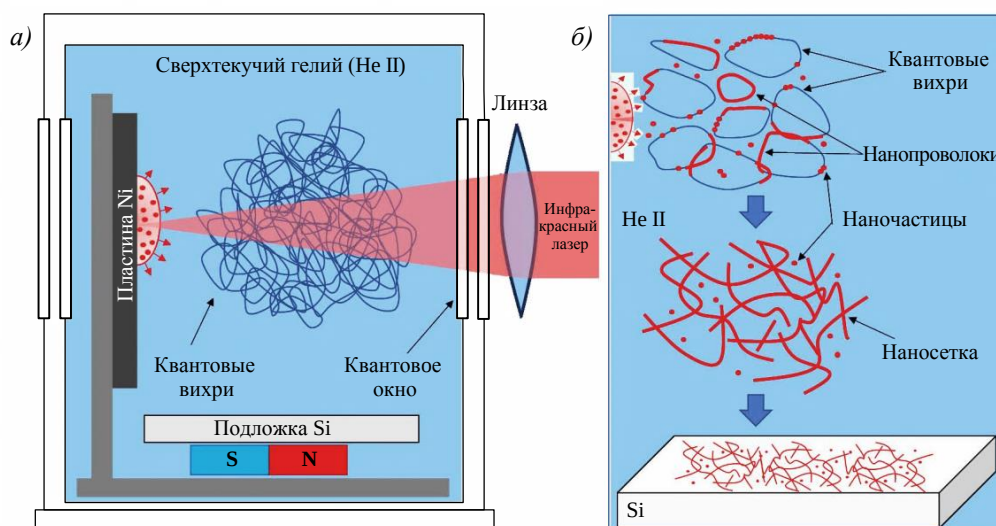


Рис. 1. Схема лазерно-индуцированного испарения никеля (а), сопровождающегося созданием квантовых вихрей в He II; атомы и кластеры никеля, захваченные вихрями (б). Удлиненные сегменты нанопроволок пересекаются и приводят к образованию наносетки, содержащей наночастицы. Все продукты, притянутые постоянным магнитом, осаждаются на подложке из Si

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, а также оборудования Центра коллективного пользования Федерального исследовательского центра проблем химической физики и медицинской химии РАН.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлена серия изображений продуктов абляции никеля, полученных методом СЭМ. При сравнительно малых временных интервалах абляции (10 и 20 мин на рис. 2) наносетка состоит преимущественно из нанопроволок, средняя длина свободных сегментов которых составляет ~200 нм. Такая форма обусловлена особенностями механизма образования наноструктур в процессе абляции, где быстрый нагрев и охлаждение приводят к формированию вытянутых структур. С увеличением продолжительности абляции до 30 и 60 мин (рис. 2) помимо удлиненных нанопроволок в наносетке формируются сферические наночастицы, диаметр которых может достигать 250 нм, что обусловлено накоплением атомов никеля в областях роста. Эти изменения позволяют сделать вывод о существовании критического временного порога, после которого основной механизм роста переходит от продольного вытягивания нанопроволок к формированию изолированных сферических наночастиц. Данная закономерность важна для понимания динамики процессов формирования наноструктур и имеет прикладное значение для целенаправленного управления формой и размерами создаваемых нанообъектов.

На рис. 3 представлены электронограммы наносетки после 10 и 60 мин абляции. На рентгенограмме наносетки после 10 мин абляции не обнаружено точечных рефлексов (рис. 3, а), в то время как на рентгенограмме наносетки после 60 мин абляции наблюдаются четкие рефлексы (рис. 3, б). Таким образом, идентифицируются поликристаллическая структура наночастиц Ni, которые дают рефлексы на поздних стадиях абляции, когда наночастицы появляются, а также сильно разупорядоченная аморфная или нанокристаллическая структура нанопроволок, которые присутствуют и на начальной стадии, однако рефлексов не дают. Кристаллическая структура наночастиц

предполагает, что они не могут состоять из аморфных нанопроволок, свернутых в клубки. Поэтому существуют следующие два механизма увеличения размера шаров:

- рост поликристаллических шаров, зародившихся во время абляции за счет абсорбции никеля;
- наматывание аморфных нанопроволок на наночастицы, полученные в результате абляции.

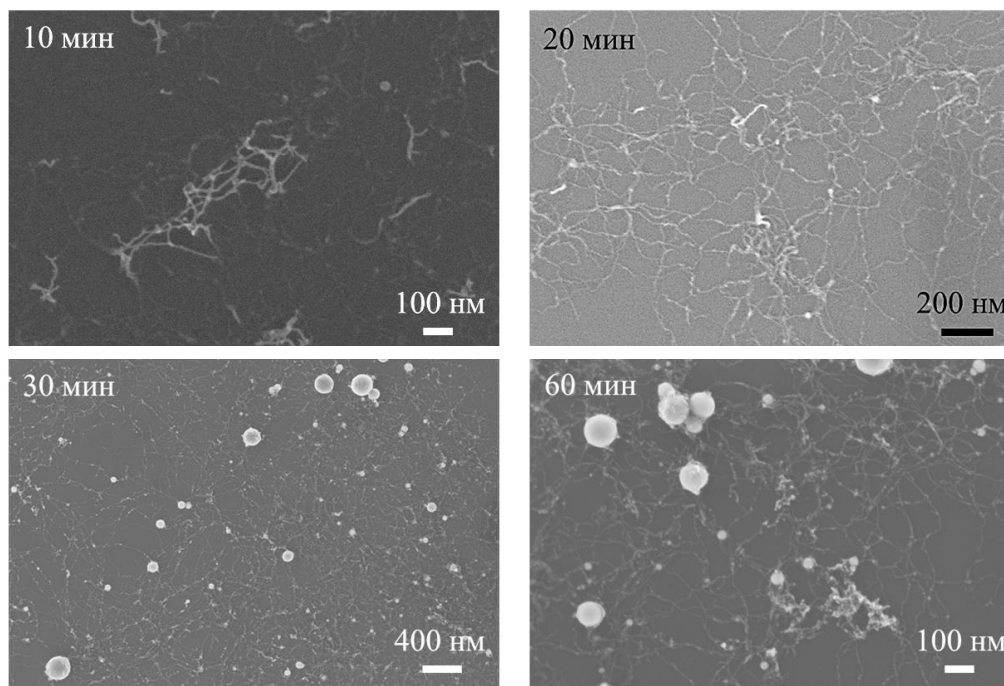


Рис. 2. СЭМ-изображения наносетки из никеля при разной продолжительности абляции

Можно предположить, что аморфные нанопроволоки образуются при очень высокой скорости охлаждения в вихрях He, в то время как поликристаллические наночастицы растут при более низкой скорости охлаждения в объеме сверхтекучего He.

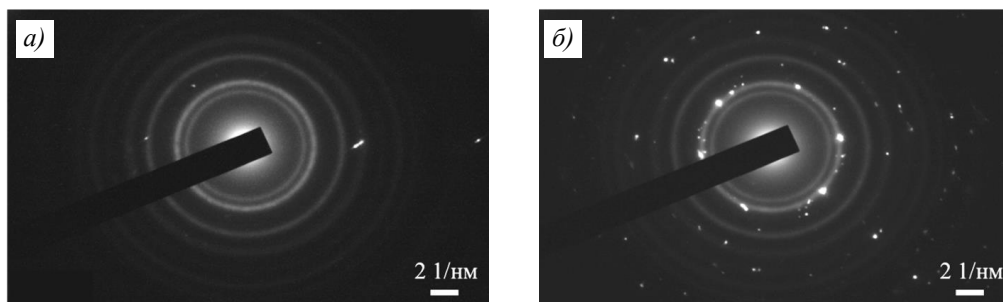


Рис. 3. Рентгенограммы наносетки, состоящей из нанопроволок, после 10 мин абляции (а) и наносетки, состоящей из нанопроволок и наночастиц, после 60 мин абляции (б)

На рис. 4, а–г представлены петли гистерезиса магнитного момента наносетки Ni на разных этапах абляции, которые наглядно демонстрируют динамику изменения магнитных свойств наносетки в зависимости от продолжительности лазерной абляции. Все измерения проводили при комнатной температуре и в геометрии *in-plane*, поскольку сигнал в направлении, перпендикулярном плоскости подложки, практически не наблюдался. Замечено, что на фоне монотонного возрастания намагниченности

насыщения происходит монотонное убывание коэрцитивной силы (рис. 4, д). Петли гистерезиса представлены после вычитания диамагнитного вклада кремниевой подложки. Нарастание магнитного момента наносетки происходит из-за увеличения количества никеля, осевшего на подложку, с ростом продолжительности абляции. Поскольку условия абляции постоянны, предполагается, что рост массы никеля и его магнитного момента на подложке прямо пропорционален продолжительности лазерной абляции.

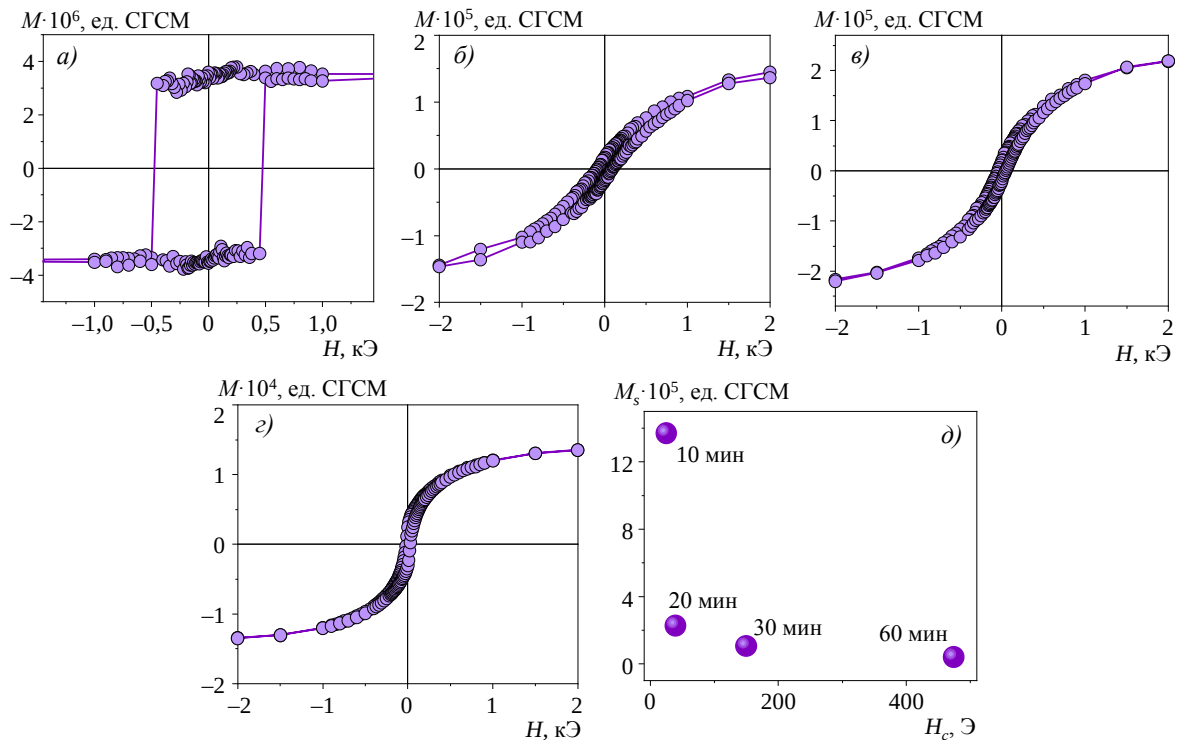


Рис. 4. Петли магнитного гистерезиса для наносетки из никеля при продолжительности абляции 10 (а), 20 (б), 30 (в) и 60 мин (г); д – зависимость намагниченности насыщения M_s от коэрцитивной силы H_c для разной продолжительности абляции (СГСМ – Centimetre-Gramme-Second-Magnetic – электромагнитная система СГС)

При малых концентрациях Ni в наносетке (абляция в течение 10 мин) петля гистерезиса имеет строго прямоугольный вид (рис. 4, а) с коэрцитивной силой ~ 480 Э. Такая петля характерна для ансамбля несуперпарамагнитных невзаимодействующих магнитных стрелок. В этом случае каждая нанопроволока обладает магнитным моментом, который может быть направлен вдоль легкой оси, меняя направление скачком по достижении порогового значения перемагничивающего поля. Вклады в измеряемую намагниченность от отдельных нанопроволок (индивидуальные прямоугольные петли) суммируются, и результирующая петля приобретает приблизительно прямоугольный вид. Увеличение концентрации Ni ведет, помимо увеличения намагниченности насыщения и уменьшения коэрцитивной силы, к появлению заметного наклона и сглаживанию петли (рис. 4, б–г). Такое поведение кривых намагниченности может быть связано с двумя факторами:

- с ростом концентрации нанопроволок, когда происходит их сближение, которое вызывает дипольное магнитное взаимодействие между магнитными моментами соседних проволок;
- с наличием сферических наночастиц Ni, у которых иная магнитная анизотропия по сравнению с нанопроволоками, либо они механически вращаются под действием поля.

На рис. 5 представлены атомно-силовое (рис. 5, *а*) и магнитосиловое (рис. 5, *б*) изображения наносетки после 30 мин абляции. Атомно-силовые изображения одиночной наночастицы записаны в режимах магнитосиловой и атомно-силовой микроскопии (рис. 5, *в*).

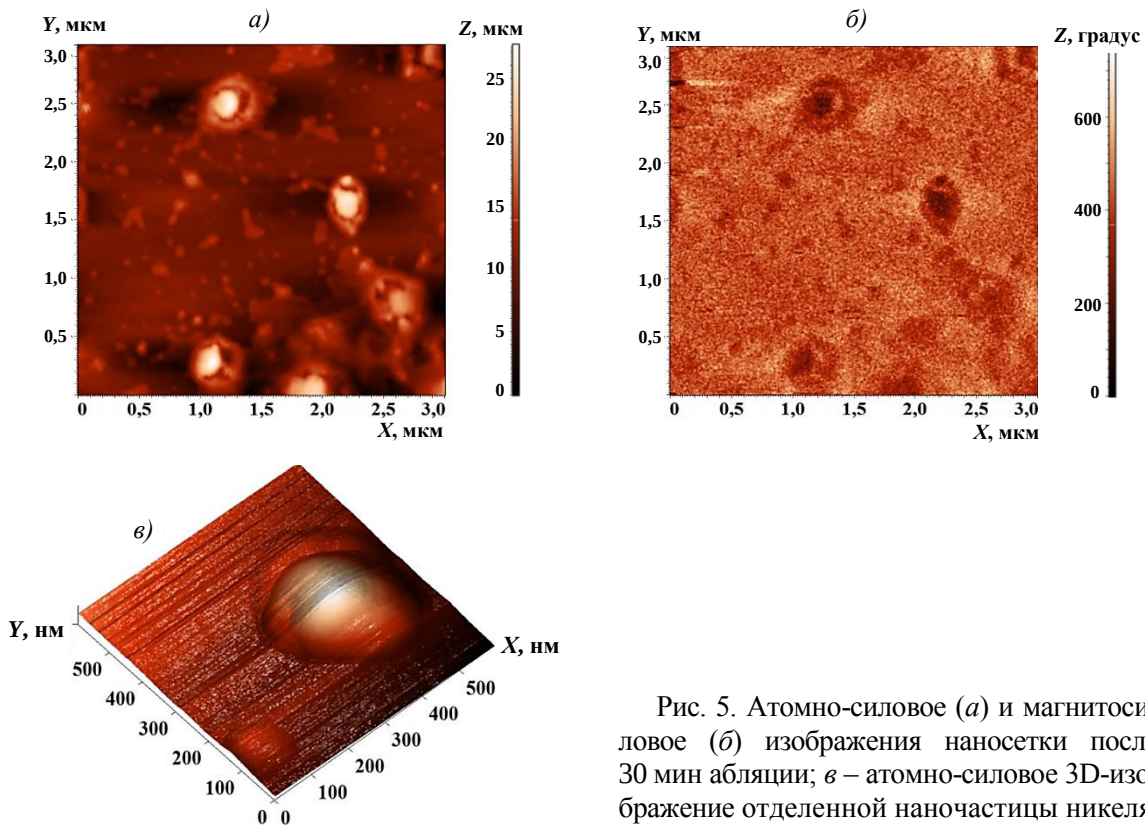


Рис. 5. Атомно-силовое (*а*) и магнитосиловое (*б*) изображения наносетки после 30 мин абляции; *в* – атомно-силовое 3D-изображение отделенной наночастицы никеля

Магнитосиловая микроскопия позволяет визуализировать распределение магнитных полей вблизи поверхности образца и получать количественную оценку магнитных характеристик отдельных наночастиц. Определение магнитного момента (μ) отдельной наночастицы методом магнитосиловой микроскопии описано в работе [19]. Экспериментально установлено, что магнитный момент одной сферической наночастицы Ni диаметром 75 нм составляет $\mu = 4,5 \cdot 10^{-19} \text{ А} \cdot \text{м}^2$, а теоретически рассчитанное значение – $\mu = M_S \pi d^3 / 6 = 4,2 \cdot 10^{-19} \text{ А} \cdot \text{м}^2$ при табличных значениях намагниченности насыщения никеля M_S . Разница между экспериментальными и теоретическими значениями магнитного момента (~10 %) объясняется различием реальных условий эксперимента и упрощенной моделью расчетов. Возможные факторы включают поверхностные эффекты, неоднородность распределения напряженностей поля вокруг наночастицы, отклонения от идеальной сферической формы и другие микроскопические особенности структуры.

Заключения

Методом лазерной абляции в среде сверхтекучего гелия получены образцы никелевой наносетки с различной концентрацией нанопроволок и наночастиц на поверхности подложки из кремния. При малых концентрациях Ni на подложке из Si петля магнитного гистерезиса при температуре 300 К – широкая и прямоугольная, при увеличении концентрации Ni петля гистерезиса – узкая и пологая, что, по-видимому, обусловлено двумя факторами:

– близко расположенные нанопроволоки за счет слабого магнитного взаимодействия начинают вести себя приблизительно как стонер-вольфартовские частицы, обладающие суперпарамагнетизмом при комнатной температуре;

– на общую картину гистерезиса влияет некоторое содержание сферических наночастиц.

Количество наночастиц Ni возрастает при увеличении экспозиции быстрее, чем число нанопроволок. Наночастицы вносят значительный вклад как в наклон кривых гистерезиса за счет суперпарамагнитного поведения малых частиц, так и в уменьшение коэрцитивной силы из-за возможного накопления наночастиц большего диаметра.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 124013100858-3 ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН.

Список источников

1. Леднев И.С. Магнитные методы неразрушающего контроля деталей авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 111–120. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
2. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Панаев В.Г., Кудасов С.В., Широкожуков А.В. Магниево-титановые сплавы в конструкции изделий навигационной системы // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). С. 25–34. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
3. Дворецкая Е.В., Потапов М.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Магнитосопротивление микроигл (Pr, Dy)(Fe, Co)B // Труды ВИАМ. 2025. № 1 (143). С. 46–59. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-46-59.
4. Потапов М.В., Валеев Р.А., Моргунов Р.Б., Пискорский В.П. Свойства спеченных магнитов (Pr, Nd, Ce, Dy)(Fe, Co)B, полученных из неочищенных редкоземельных металлов // Труды ВИАМ. 2025. № 2 (144). С. 65–74. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-65-74.
5. Potočník J., Nenadović M., Bundaleski N. et al. The influence of thickness on magnetic properties of nanostructured nickel thin films obtained by GLAD technique // Materials Research Bulletin. 2016. Vol. 84. P. 455–461. DOI: 10.1016/j.materresbull.2016.08.044.
6. Thomson T. Magnetic properties of metallic thin films // Metallic Films for Electronic, Optical and Magnetic Applications. Woodhead Publishing, 2014. P. 454–466. DOI: 10.1533/9780857096296.2.454.
7. O'Handley R.C. Modern magnetic materials: principles and applications. New York, USA: Wiley, 2000. 768 p.
8. Kittel C. Theory of the Structure of Ferromagnetic Domains in Films and Small Particles // Physical Review. 1946. Vol. 70. P. 965. DOI: 10.1103/PhysRev.70.965.
9. Vajda F., Torre E.D. Characteristics of the complete moving hysteresis model // Journal of Applied Physics. 1993. Vol. 73. P. 5833. DOI: 10.1063/1.353542.
10. Kurenkov A., DuttaGupta S., Zhang C. et al. Artificial Neuron and Synapse Realized in an Antiferromagnet/Ferromagnet Heterostructure Using Dynamics of Spin–Orbit Torque Switching // Advanced Materials. 2019. Vol. 31. P. 1900636. DOI: 10.1002/adma.201900636.
11. Lai C., Tsai W., Yang M. et al. A two-dimensional immunomagnetic nano-net for the efficient isolation of circulating tumor cells in whole blood // Nanoscale. 2019. Vol. 11. P. 21119. DOI: 10.1039/C9NR06256D.
12. Mateo D., Eloranta J., Williams G.A. Interaction of ions, atoms, and small molecules with quantized vortex lines in superfluid ^4He // Journal of Chemical Physics. 2015. Vol. 142 (6). P. 064510. DOI: 10.1063/1.4907597.

13. Gordon E.B., Stepanov M.E., Kulish M.I. et al. The nanowires growth by laser ablation of metals inside rotating superfluid helium // *Laser Physics Letters*. 2019. Vol. 16 (2). P. 026002. DOI: 10.1088/1612-202X/aaf6a1.
14. Gordon E.B., Nishida R., Nomura R., Okuda Y. Filament formation by impurities embedding into superfluid helium // *JETP Letters*. 2007. Vol. 85. P. 581–584.
15. Bürger D., Zhou S., Höwler M. et al. *Subsecond Annealing of Advanced Materials*. Springer International Publishing Switzerland, 2014. Vol. 192. P. 15–33. DOI: 10.1007/978-3-319-03131-6_2.
16. Lin Y., Zhou S., Sheehan S.W., Wang D. Nanonet-Based Hematite Heteronanostructures for Efficient Solar Water Splitting // *Journal of the American Chemical Society*. 2011. Vol. 133. No. 8. P. 2398–2401. DOI: 10.1021/ja110741z.
17. Saitoh E., Tanaka M., Miyajima H., Yamaoka T. Domain-wall trapping in a ferromagnetic nanowire network // *Journal of Applied Physics*. 2003. Vol. 93. P. 7444–7446. DOI: 10.1063/1.1544499.
18. Labbé S., Privat Y., Trélat E. Stability properties of steady-states for a network of ferromagnetic nanowires // *Journal of Differential Equations*. 2012. Vol. 253. P. 1709–1728. DOI: 10.1016/j.jde.2012.06.005.
19. Tian F., Huang Z.P., Whitmore L. Fabrication and magnetic properties of Ni nanowire arrays with ultrahigh axial squareness // *Physical Chemistry Chemical Physics*. 2012. Vol. 14. P. 8537–8541. DOI: 10.1039/C2CP40892A.

References

1. Lednev I.S. Magnetic methods of non-destructive testing of aircraft parts. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 111–120. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 28, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
2. Leonov A.A., Trofimov N.V., Panaetov V.G., Kudasov S.V., Shirokoshukov A.V. Magnesium alloys in the design of navigation system products. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), pp. 25–34. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 28, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
3. Dvoret'skaya E.V., Potapov M.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P., Morgunov R.B. Magnetoresistance of microneedles (Pr, Dy)(Fe, Co)B. *Trudy VIAM*, 2025, no. 1 (143), pp. 46–59. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 28, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-1-46-59.
4. Potapov M.V., Valeev R.A., Morgunov R.B., Piskorsky V.P. Properties of sintered magnets (Pr, Nd, Ce, Dy)(Fe, Co)B obtained from unrefined rare earth metals. *Trudy VIAM*, 2025, no. 2 (144), pp. 65–74. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 28, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-65-74.
5. Potočník J., Nenadović M., Bundaleski N. et al. The influence of thickness on magnetic properties of nanostructured nickel thin films obtained by GLAD technique. *Materials Research Bulletin*, 2016, vol. 84, pp. 455–461. DOI: 10.1016/j.materresbull.2016.08.044.
6. Thomson T. Magnetic properties of metallic thin films. *Metallic Films for Electronic, Optical and Magnetic Applications*. Woodhead Publishing, 2014, pp. 454–546. DOI: 10.1533/9780857096296.2.454.
7. O'Handley R.C. *Modern magnetic materials: principles and applications*. New York, USA: Wiley, 2000, 768 p.
8. Kittel C. Theory of the Structure of Ferromagnetic Domains in Films and Small Particles. *Physical Review*, 1946, vol. 70, p. 965. DOI: 10.1103/PhysRev.70.965.
9. Vajda F., Torre E.D. Characteristics of the complete moving hysteresis model. *Journal of Applied Physics*, 1993, vol. 73, p. 5833. DOI: 10.1063/1.353542.
10. Kurenkov A., DuttaGupta S., Zhang C. et al. Artificial Neuron and Synapse Realized in an Antiferromagnet/Ferromagnet Heterostructure Using Dynamics of Spin–Orbit Torque Switching. *Advanced Materials*, 2019, vol. 31, p. 1900636. DOI: 10.1002/adma.201900636.

11. Lai C., Tsai W., Yang M. et al. A two-dimensional immunomagnetic nano-net for the efficient isolation of circulating tumor cells in whole blood. *Nanoscale*, 2019, vol. 11, p. 21119. DOI: 10.1039/C9NR06256D.
12. Mateo D., Eloranta J., Williams G.A. Interaction of ions, atoms, and small molecules with quantized vortex lines in superfluid ^4He . *Journal of Chemical Physics*, 2015, vol. 142 (6), p. 064510. DOI: 10.1063/1.4907597.
13. Gordon E.B., Stepanov M.E., Kulish M.I. et al. The nanowires growth by laser ablation of metals inside rotating superfluid helium. *Laser Physics Letters*, 2019, vol. 16 (2), p. 026002. DOI: 10.1088/1612-202X/aaf6a1.
14. Gordon E.B., Nishida R., Nomura R., Okuda Y. Filament formation by impurities embedding into superfluid helium. *JETP Letters*, 2007, vol. 85, pp. 581–584.
15. Bürger D., Zhou S., Höwler M. et al. *Subsecond Annealing of Advanced Materials*. Springer International Publishing Switzerland, 2014, vol. 192, pp. 15–33. DOI: 10.1007/978-3-319-03131-6_2.
16. Lin Y., Zhou S., Sheehan S.W., Wang D. Nanonet-Based Hematite Heteronanostructures for Efficient Solar Water Splitting. *Journal of the American Chemical Society*, 2011, vol. 133, no. 8, pp. 2398–2401. DOI: 10.1021/ja110741z.
17. Saitoh E., Tanaka M., Miyajima H., Yamaoka T. Domain-wall trapping in a ferromagnetic nanowire network. *Journal of Applied Physics*, 2003, vol. 93, pp. 7444–7446. DOI: 10.1063/1.1544499.
18. Labbé S., Privat Y., Trélat E. Stability properties of steady-states for a network of ferromagnetic nanowires. *Journal of Differential Equations*, 2012, vol. 253, pp. 1709–1728. DOI: 10.1016/j.jde.2012.06.005.
19. Tian F., Huang Z.P., Whitmore L. Fabrication and magnetic properties of Ni nanowire arrays with ultrahigh axial squareness. *Physical Chemistry Chemical Physics*, 2012, vol. 14, pp. 8537–8541. DOI: 10.1039/C2CP40892A.

Информация об авторах

Дворецкая Елизавета Витальевна, ведущий инженер, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru; научный сотрудник, ФИЦ ПХФ и МХ РАН, office@icp.ac.ru

Потапов Максим Викторович, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Колмаков Алексей Олегович, инженер 1 категории, ФИЦ ПХФ и МХ РАН, office@icp.ac.ru

Моргунов Роман Борисович, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., профессор, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru; главный научный сотрудник, ФИЦ ПХФ и МХ РАН, office@icp.ac.ru

Information about the authors

Elizaveta V. Dvoretskaya, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru; Researcher, FRC PCP MC RAS, office@icp.ac.ru

Maxim V. Potapov, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Alexey O. Kolmakov, First Category Engineer, FRC PCP MC RAS, office@icp.ac.ru

Roman B. Morgunov, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), Professor, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru; Chief Researcher, FRC PCP MC RAS, office@icp.ac.ru

Статья поступила в редакцию 03.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.07.2025.
The article was submitted 03.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.07.2025.

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-124-140

ВЛИЯНИЕ НАТУРНОЙ ЭКСПОЗИЦИИ НА СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ УГЛЕПЛАСТИКА МАРКИ ВКУ-38ТП

А.В. Начаркина¹, И.В. Зеленина¹, Е.В. Куршев¹, А.А. Евдокимов¹

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 естественного старения в условиях климатических зон Москвы и Геленджика на структуру и свойства углепластика на основе фталонитрильного связующего и 3D-тканой преформы. Приведены результаты исследований деградации поверхности углепластика после естественного старения в различных условиях, а также физические показатели, такие как плотность, количество сорбированной влаги, влаго- и водопоглощение; упруго-прочностные характеристики углепластика после естественного старения в сравнении с исходными значениями до экспонирования.

Ключевые слова: полимерный композиционный материал (ПКМ), высокотемпературный углепластик, фталонитрильное связующее, естественное старение, водопоглощение, водопоглощение, прочностные характеристики

Для цитирования: Начаркина А.В., Зеленина И.В., Куршев Е.В., Евдокимов А.А. Влияние натурной экспозиции на свойства и микроструктуру углепластика марки ВКУ-38ТП // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 124–140. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-124-140.

Scientific article

THE INFLUENCE OF NATURAL EXPOSURE ON THE PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF CARBON FIBER PLASTIC VKU-38TP

A.V. Nacharkina¹, I.V. Zelenina¹, E.V. Kurshev¹, A.A. Evdokimov¹

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 on effect of natural aging in the climatic zones of Moscow and Gelendzhik on the structure and properties of carbon fiber based on phthalonitrile binder and 3D braided preform. Study results of carbon fiber surface degradation after natural aging under various conditions have been presented. Physical parameters such as density, amount of sorbed moisture, moisture and water absorption, stress-related properties of carbon fiber after natural aging compared to the initial values before exposure.

Keywords: polymer composite materials (PCM), high-temperature carbon plastics, phthalonitrile resin, natural aging, moisture absorption, water absorption, strength characteristics

For citation: Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Kurshev E.V., Evdokimov A.A. The influence of natural exposure on the properties and microstructure of carbon fiber plastic VKU-38TP. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 124–140. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-124-140.

Введение

В настоящее время в России активно развивается рынок полимерных композиционных материалов (ПКМ), так как области их применения все больше расширяются и из ПКМ изготавливают высокоответственные конструкционные элементы техники в морской, авиационной, космической и других отраслях промышленности. Так, в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проводится разработка высокотемпературных углепластиков с рабочими температурами до 350 °С и высоким уровнем сохранения упруго-прочностных характеристик в условиях эксплуатации, что позволяет применять их в самых ответственных элементах авиационной техники [1–3].

Например, термостойкие углепластики серии ВКУ-38 (ВКУ-38ТР, ВКУ-38ЖН, ВКУ-38ТП) на основе фталонитрильного связующего предназначены для элементов авиационных конструкций с рабочими температурами до 300 °С, в частности рабочего колеса центробежного компрессора (РКЦК). Углепластик марки ВКУ-38ТП, при изготовлении которого использована 3D-тканая преформа ортогональной структуры, планируется применить для изготовления элемента лопатки РКЦК. Изготовление РКЦК двигателя вертолета с использованием элементов из углепластика позволит снизить массу колеса и конструкции в целом по сравнению с традиционным вариантом, выполненным из титановых сплавов [4, 5].

Фталонитрильные связующие представляют собой особый наиболее термостойкий класс высокотемпературных связующих для ПКМ с температурой стеклования >400 °С. Хотя первые разработки фталонитрильных мономеров, олигомеров и связующих на их основе сделаны в 1970-х гг., работы по оптимизации их составов с целью увеличения термической стабильности и стойкости к повреждениям, снижения хрупкости и улучшения технологичности при переработке в пластики активно проводятся и в настоящее время [6–9].

Отличительной особенностью углепластика ВКУ-38ТП является не только высокая рабочая температура, но и углеродный наполнитель – преформа, которая за счет распределения волокон в ее объеме в трех направлениях позволяет получать углепластик стойкий к расслоению и ударным нагрузкам [10–14]. Подобного типа материалы на основе преформ успешно применяются за рубежом для изготовления лопаток авиационных двигателей такими фирмами, как Snecma (Франция), General Electric (США) и другими [15–17].

Для обеспечения безопасности летательных аппаратов к материалам, применяемым в наиболее ответственных узлах и агрегатах, предъявляются особые требования надежности и долговечности. При длительной эксплуатации летательных аппаратов и материалов в их составе на них (помимо физических нагрузок) оказывает воздействие множество факторов, наиболее значимым из которых является воздействие внешней среды. Хотя в реальных условиях для увеличения срока службы изделий, узлов и агрегатов широко применяются разнообразные меры защиты [18–21], полностью предотвратить воздействие внешних факторов невозможно, однако исследования свойств материалов после воздействия различных эксплуатационных факторов (или их имитации) позволяют прогнозировать реальные сроки эксплуатации.

В современных условиях жесткой конкуренции разработчики авиационной техники стремятся с максимальной точностью оценить долговечность создаваемых конструкций как на этапе проектирования, так и на этапе эксплуатации. Решение данной проблемы представляет собой весьма трудную техническую задачу в связи с необходимостью учета влияния на материалы множества одновременно действующих факторов. При климатическом воздействии в материале происходят необратимые процессы старения и деградации. Например, под влиянием циклических изменений температуры возникают внутренние напряжения, которые способствуют появлению микротрещин, со временем сливающихся и формирующих крупные дефекты в объеме матрицы или

на границе «матрица–волокно». Важным параметром также является сорбция воды, которая при перепаде температур ниже нуля усиливает внутренние напряжения, а при воздействии на поверхность материала осадков и ветра происходит активная деградация поверхностного слоя. При длительном воздействии климатических факторов упруго-прочностные характеристики ПКМ постепенно снижаются [22–24].

При оценке стойкости материалов к различным климатическим факторам проводят как ускоренные лабораторные испытания, так и испытания после длительного естественного старения [25]. При ускоренных лабораторных испытаниях воссоздают условия с интенсивным воздействием климатических факторов при эксплуатации и оценивают их влияние на структуру и свойства материала при экспозиции обычно от 1 до 9 мес. При длительных испытаниях проводят экспозицию материала в естественных условиях различных климатических зон продолжительностью от одного года и более. Данные, полученные после испытаний в естественных условиях, считаются более точными, так как полностью имитировать все климатические факторы при лабораторных испытаниях достаточно сложно, но при экспозиции в естественных условиях требуется гораздо больше времени для получения результатов исследования.

В предлагаемой работе рассматривается влияние длительного естественного старения в двух климатических зонах на структуру и свойства углепластика марки ВКУ-38ТП на основе фталонитрильного связующего и углеродной преформы с рабочей температурой до 300 °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

Объект исследований – углепластик марки ВКУ-38ТП в виде плит после трех и пяти лет экспозиции в натурных условиях двух климатических зон (ГОСТ 16350–80) – умеренного климата (г. Москва) и умеренно теплого климата с мягкой зимой (г. Геленджик). Плиты углепластика (без дополнительного нанесения лакокрасочного покрытия) выставляли на стенды открытых площадок (ГОСТ 9.708–83) под углом 45 градусов к линии горизонта с ориентацией на юг (лицевая сторона). Высокотемпературный углепластик ВКУ-38ТП изготовлен из объемно-армированной углеродной преформы ортогонального переплетения с поверхностной плотностью 1,16 кг/м² и фталонитрильного связующего ВС-31 [4, 26].

На рис. 1 представлены плиты углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии (1) и после пяти лет экспозиции в МЦКИ (г. Москва) и ГЦКИ (г. Геленджик).

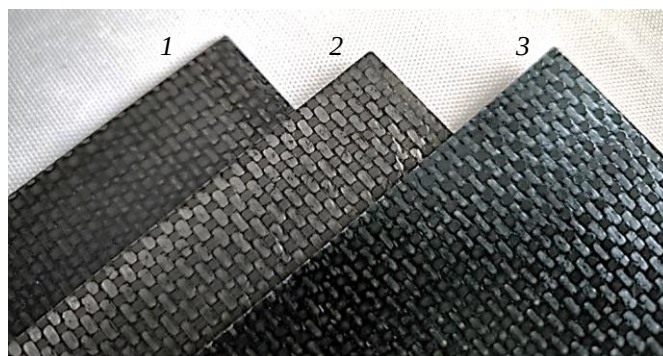


Рис. 1. Плиты углепластика марки ВКУ-38ТП в исходном состоянии (1) и после пяти лет экспозиции в МЦКИ (2) и ГЦКИ (3)

После завершения экспозиции из плит углепластика ВКУ-38ТП изготовили образцы и провели исследования таких свойств, как:

– толщина (ГОСТ Р 5682–2015), плотность (ГОСТ Р 57713–2017), водо- и влагопоглощение (ГОСТ 4650–2014);

– предел прочности и модуль хорды при статическом изгибе (ГОСТ Р 56810–2015), предел прочности при межслойном сдвиге (ГОСТ 57745–2017).

Микроструктуру образцов из углепластика исследовали методом сканирующей электронной микроскопии. Для выявления элементов тонкой структуры поверхностей исследуемых образцов, их подвергали ионно-плазменному травлению. Поверхности подготовленных образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа в режиме вторичных электронов.

Результаты и обсуждение

В процессе длительного естественного старения на ПКМ оказывают влияние эксплуатационно-климатические факторы, такие как температура (с циклическими перепадами от минуса до плюса), влажность воздуха и осадки, что приводит к неизбежному влагонасыщению углепластика. При определении физических характеристик и прочностных свойств для сравнения исследовали образцы углепластика ВКУ-38ТП, хранившиеся в герметично упакованном виде в отапливаемом помещении в течение пяти лет. При определении количества сорбированной влаги контрольные образцы (пять лет хранения в помещении) углепластика и образцы после экспозиции в естественных условиях сушили при температуре 100 °С до постоянной массы. Количество сорбированной влаги (среднее значение по пяти образцам), а также другие физические характеристики исследуемого углепластика в сравнении с паспортными значениями приведены в табл. 1.

Таблица 1

Физические характеристики углепластиков после естественного старения

Место экспозиции	Срок экспозиции, лет	Толщина, мм	Плотность, кг/м ³	Количество сорбированной влаги, %
Без экспозиции (Дополнение № 3 к паспорту № 1887)	В исходном состоянии	2,40–2,50	1570±10	–
Хранение в помещении (контрольные образцы)	5	2,46–2,49	1567	0,31
МЦКИ (г. Москва)	3	2,47–2,53	1566	0,80
	5	2,45–2,51	1565	0,96
ГЦКИ (г. Геленджик)	3	2,41–2,48	1578	0,72
	5	2,40–2,45	1573	0,84

На фотографии (рис. 1) видна существенная разница состояния поверхностей плит углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии и после экспозиции, причем поверхность углепластика, выставленного в МЦКИ (г. Москва) после пяти лет повреждения и загрязнена гораздо сильнее, чем поверхность углепластика, выставленного в ГЦКИ (г. Геленджик).

Для детального исследования поверхностей углепластика проведены микроструктурные исследования, результаты которых приведены на рис. 2–4. Микроструктурные исследования широко используются для оценки состояния полимерной матрицы как на поверхности материала, так и в его объеме после воздействия различных

внешних факторов: естественного или искусственного старения, теплового или тепловлажностного старения и т. п. [27–29].

На рис. 2 представлена микроструктура поверхности углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии.

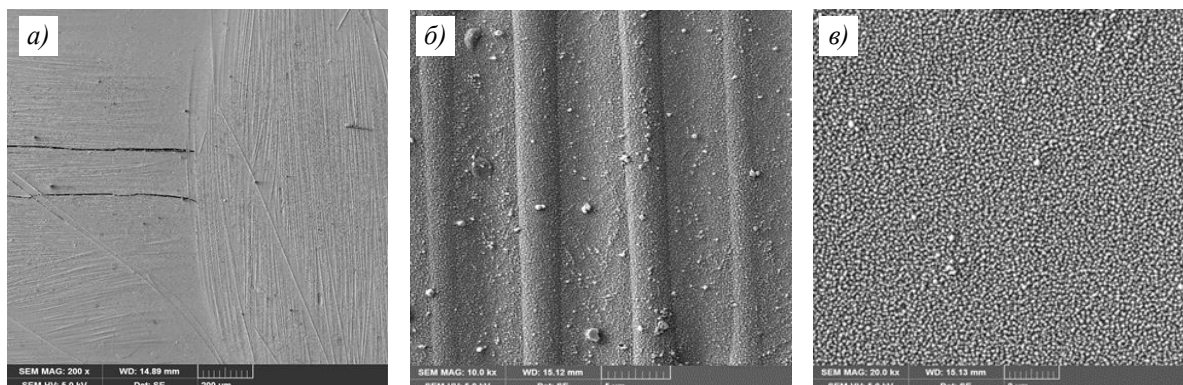


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$ (а); $\times 10000$ (б); $\times 20000$ (в)) поверхности углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии

Видно, что микроструктурные исследования поверхности углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии выявили наличие сетки микротрещин. Это связано как с высокой хрупкостью самой полимерной матрицы, склонной к растрескиванию настолько, что проводятся работы по модификации смол и композитов на их основе для повышения жесткости и устойчивости к повреждениям [30–32], так и со структурной особенностью углеродного наполнителя. Использование технологии трехмерного ткачества объемной преформы с высокой плотностью наполнения приводит к увеличению внутренних напряжений при формовании углепластика, что способствует образованию микротрещин в отвержденном связующем. Поверхности углеродных волокон полностью покрыты пленкой матрицы, матрица равномерно располагается между моноволоконками в углеродном жгуте, что свидетельствует о хорошей пропитке (рис. 2, б), структура матрицы однофазная (рис. 2, в).

На рис. 3 приведены фотографии микроструктуры лицевых поверхностей углепластика ВКУ-38ТП после натурной экспозиции в МЦКИ – в условиях умеренного климата с промышленной атмосферой г. Москвы.

После трех лет длительного старения в МЦКИ на лицевой поверхности углепластика ВКУ-38ТП можно отметить значительные изменения в виде уменьшения толщины слоя полимерной матрицы и ее эрозии (рис. 3, а–в). Уменьшается количество трещин на поверхности композита (рис. 3, а), что связано с частичным удалением матрицы с поверхности. Матрица на поверхностях углеродных волокон разрушается, слой истончается и микротрещины становятся менее заметны, наблюдается разрушение и выкрашивание матрицы между углеродными волокнами (рис. 3, б). Существенно меняется структура матрицы на микроуровне – она становится двухфазной (рис. 3, в). Наблюдается преобладание более крупной фазы в структуре материала.

После пяти лет длительного старения в МЦКИ с лицевой поверхности углепластика ВКУ-38ТП практически полностью удаляется полимерная матрица с поверхностей углеродных волокон и частично – между ними (рис. 3, г, д). Матрица между волокнами разрушается в виде фрагментов и происходит их выкрашивание (рис. 3, д). Структура матрицы – двухфазная, наблюдается как крупная фаза, так и более мелкая (рис. 3, е).

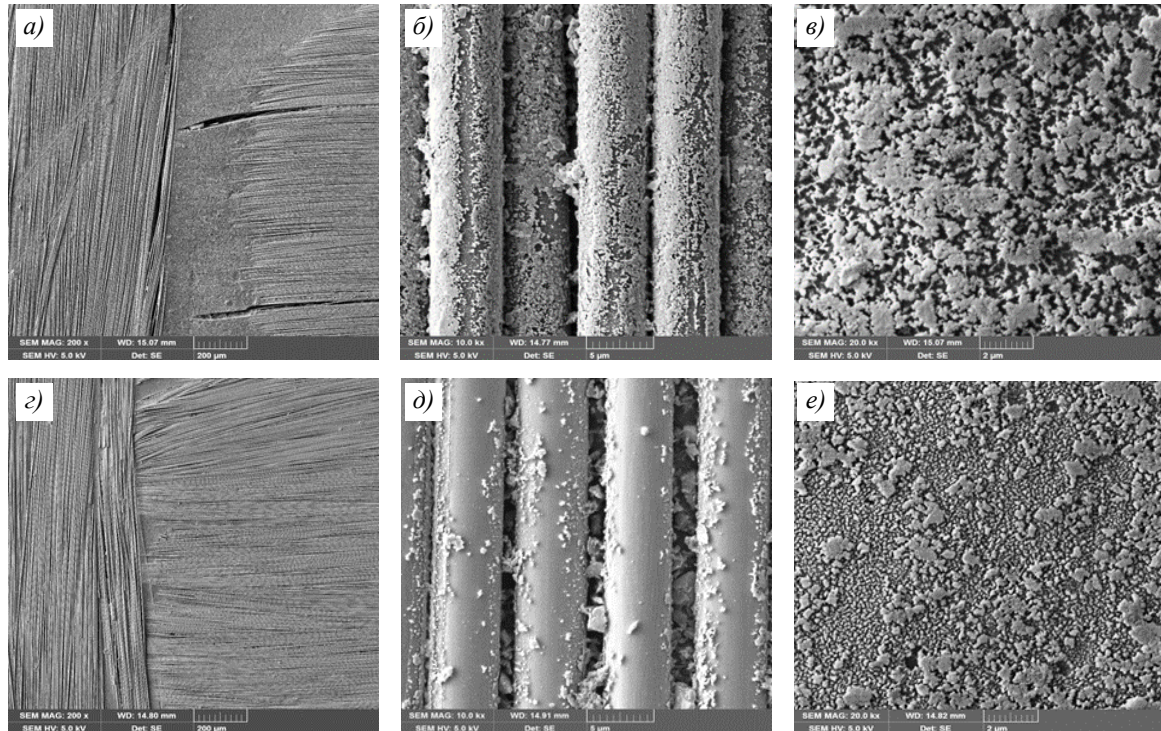


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 200$ (а, г); $\times 10000$ (б, д); $\times 20000$ (в, е)) лицевых поверхностей углепластика ВКУ-38ТП после трех (а–в) и пяти лет (г–е) экспозиции в МЦКИ

На рис. 4 представлены фотографии микроструктуры лицевых поверхностей углепластика ВКУ-38ТП после натурной экспозиции в ГЦКИ – в условиях умеренно теплого климата с мягкой зимой г. Геленджика.

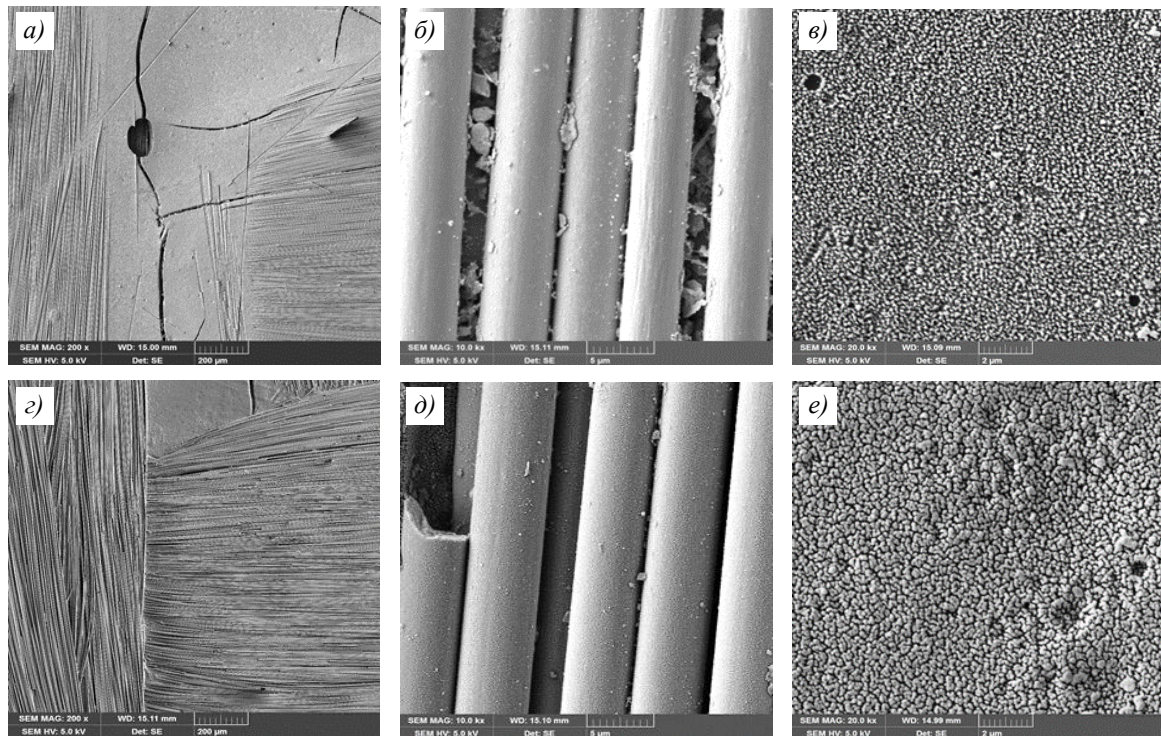


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 200$ (а, г); $\times 10000$ (б, д); $\times 20000$ (в, е)) лицевых поверхностей углепластика ВКУ-38ТП после трех (а–в) и пяти лет (г–е) экспозиции в ГЦКИ

В углепластике ВКУ-38ТП после трех лет длительного старения в ГЦКИ на лицевой поверхности выявлены крупные воздушные включения и сетка микротрещин (рис. 4, а). На поверхностях волокон отсутствует пленка матрицы, между волокнами матрица разрушается в виде фрагментов и выкрашивается (рис. 4, б). Структура матрицы однофазная с множественными микропорами (рис. 4, в). Лицевая поверхность углепластика ВКУ-38ТП после пяти лет старения в ГЦКИ претерпевает самые значительные изменения в виде эрозии полимерной матрицы с полным оголением углеродных волокон и удалением матрицы между ними (рис. 4, г, д). Происходит также разрушение отдельных углеродных волокон (рис. 4, д). Структура матрицы однофазная, микропористая, со следами вторичной эрозии (рис. 4, е).

Следует отметить существенную разницу в состоянии микрофазовой структуры углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии (рис. 2, в) и после старения в климатических условиях МЦКИ (рис. 3, в, е) и ГЦКИ (рис. 4, в, е). У углепластика в исходном состоянии (рис. 2, в) и углепластика, экспонировавшегося в условиях умеренно теплого климата с мягкой зимой (рис. 4, в, е), структура полимерной матрицы однофазная, различающаяся размерами агрегатов микродисперсных частиц. У углепластика, экспонировавшегося в условиях умеренно теплого климата г. Геленджика, наблюдается увеличение размеров агрегатов микродисперсных частиц, связанное, по-видимому, с насыщением молекулами воды полимерной матрицы [33–35].

При экспозиции углепластика ВКУ-38ТП в условиях умеренного климата с промышленной атмосферой полимерная матрица претерпевает серьезные изменения: структура матрицы становится двухфазной (рис. 3, в, е). Это, по-видимому, связано с наличием в промышленной атмосфере г. Москвы вредных, химически активных примесей и микрочастиц, негативно влияющих на полимерную матрицу и приводящих не только к эрозии связующего на поверхности пластика, но и к изменению фазового состава его структуры.

На рис. 5 приведена микроструктура тыльных поверхностей углепластика ВКУ-38ТП после трех и пяти лет естественного старения.

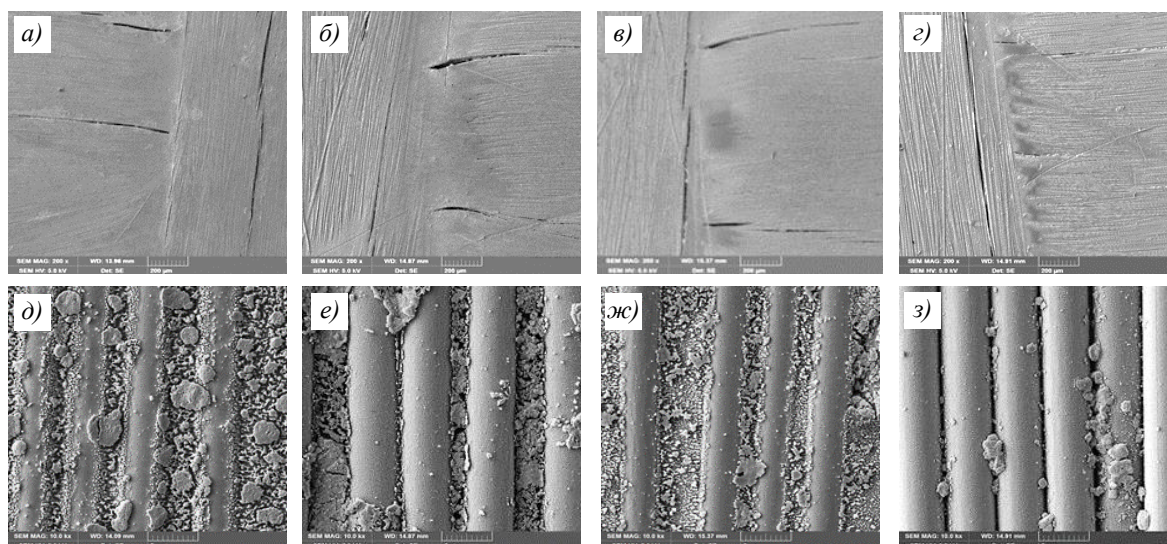


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 200$ (а–г); $\times 10000$ (д–з)) тыльных поверхностей углепластика ВКУ-38ТП после экспозиции в МЦКИ (три года – а, д; пять лет – б, е) и ГЦКИ (три года – в, ж; пять лет – г, з)

Тыльная поверхность углепластика ВКУ-38ТП после трех лет старения в МЦКИ изменяется не столь значительно, как лицевая (рис. 3, в): слой полимерной матрицы истончается гораздо меньше, углеродные волокна оголяются частично, матрица между

волокнами сохраняется (рис. 5, а, д). Микроструктура матрицы двухфазная, вторая фаза – в виде округлых частиц с плотной структурой (рис. 5, д). После пяти лет экспозиции в МЦКИ на тыльной поверхности наблюдается оголение углеродных волокон при сохранении матрицы между ними (рис. 5, б, е).

После трех лет экспозиции в ГЦКИ на тыльной поверхности образца волокна частично оголены, а пространство между ними заполнено матрицей (рис. 5, в, ж). С увеличением срока экспозиции до пяти лет (рис. 5, з, з) полимерная матрица на тыльной поверхности пластика деградирует и истончается, углеродные волокна практически оголены, между ними видны остатки деградированного связующего.

Из приведенных данных видно, что тыльная сторона углепластика в меньшей степени подвержена разрушительному воздействию внешних факторов естественного старения (солнечный свет, осадки, ветер и т. п.), так как их прямое воздействие отсутствует. Следует также отметить, что после экспозиции в ГЦКИ износ поверхности заметен на микрофотографиях гораздо существенней, чем после экспозиции в МЦКИ. Полученные результаты согласуются с данными, приведенными в работе [36], посвященной исследованиям при помощи методов оптической микроскопии и профилометрии лицевой и оборотной (тыльной) сторон углепластиков на основе эпоксидных связующих при естественном старении. Показано, что рельеф поверхности на лицевой стороне углепластиков отличается от рельефа поверхности оборотной стороны, что объясняется более сильной деградацией полимерной матрицы на лицевой стороне углепластика.

Для изготовления углепластика ВКУ-38ТП в качестве армирующего наполнителя использована тканая преформа высокой плотности, поэтому затруднительно произвести расслоение пластика и оценить состояние матрицы внутри материала. Однако проведенные ранее исследования [6, 7, 37] слоистых углепластиков на основе фталонитрильного связующего ВС-31 и углеродной ткани показали, что сильная деградация связующего при естественном старении даже после пяти лет экспозиции ограничивается монослоем, оставляя фталонитрильное связующее в межслойном пространстве практически без изменений.

Деградация поверхности углепластиков в процессе естественного старения, как правило, влияет на их сорбционные свойства [38–40], поэтому исследовали влаго- и водопоглощение углепластика ВКУ-38ТП. Перед этим испытанием образцы обезжиривали и термостатировали до постоянной массы. Для определения водопоглощения образцы углепластика с незащищенными торцами помещали в дистиллированную воду при температуре 23 ± 3 °С, а для определения влагопоглощения – в эксикатор над дистиллированной водой.

Кривые влаго- и водопоглощения углепластика ВКУ-38ТП после естественного старения приведены на рис. 6 и 7.

Деградация поверхности (изменение рельефа, пористость, микротрещины и другие дефекты) углепластика приводит к изменению характера кривой влагопоглощения. У образца углепластика в исходном состоянии насыщение влагой идет медленнее и более равномерно (рис. 6, кривая 1). Равновесное влагонасыщение (1,12 %) достигается через 45–50 сут. У углепластиков после экспозиции как в МЦКИ (рис. 6, кривые 2 и 3), так и в ГЦКИ (рис. 6, кривые 4 и 5) максимальное влагонасыщение 80–90 % от общего привеса влаги достигается к ~10 сут, а затем к 30–35 сут наблюдается выход кривых на равновесное влагонасыщение. Наибольшая скорость поглощения влаги наблюдается в течение первых трех суток, что связано с такими дефектами поверхности углепластика, как поры и микротрещины, которые максимально насыщаются влагой в первую очередь.

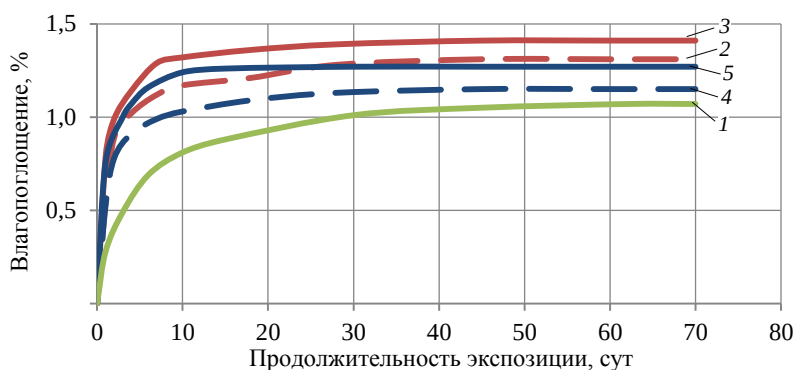


Рис. 6. Влагопоглощение углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии (1) и после естественного старения в МЦКИ в течение трех (2) и пяти лет (3) и в ГЦКИ в течение трех (4) и пяти лет (5)

Количество сорбированной влаги возрастает с увеличением длительности старения и составляет:

для МЦКИ

3 года.....1,31 %

5 лет.....1,42 %;

для ГЦКИ

3 года.....1,19 %

5 лет.....1,32 %;

что превышает влагопоглощение исходного углепластика на 0,19 и 0,3 % (МЦКИ) и 0,07 и 0,2 % (ГЦКИ) в течение трех и пяти лет соответственно.

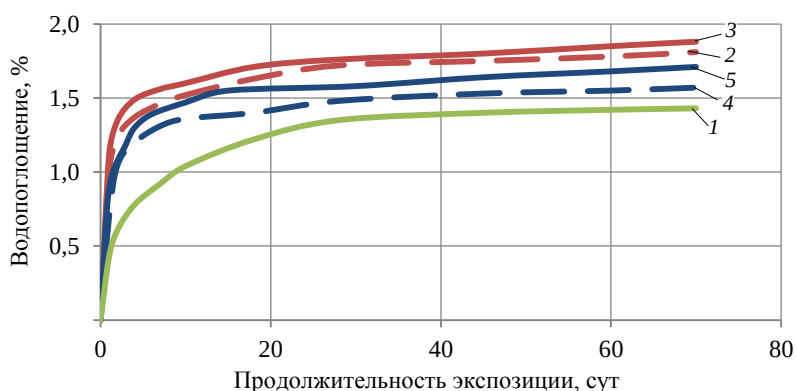


Рис. 7. Водопоглощение углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии (1) и после естественного старения в МЦКИ в течение трех (2) и пяти лет (3) и в ГЦКИ в течение трех (4) и пяти лет (5)

Аналогичным образом деградация поверхности в процессе естественного старения сказывается на водопоглощении углепластика ВКУ-38ТП – меняется характер кривых 2–5 (рис. 7) водопоглощения. На образцах углепластика после длительной экспозиции максимальный привес, составляющий 75–80 % от равновесного, наблюдается после пяти суток водопоглощения (рис. 7, кривые 2–5), тогда как у углепластика в исходном состоянии (рис. 7, кривая 1) 75 % насыщения водой происходит только на 10 сут. Наибольшая скорость водонасыщения (так же, как и при влагопоглощении) наблюдается в течение первых трех суток. Водопоглощение углепластика после естественного старения через 60 сут составляет:

для МЦКИ (рис. 7, кривые 2 и 3)

3 года.....1,81 %

5 лет.....1,86 %;

для ГЦКИ (рис. 7, кривые 4 и 5)

3 года.....1,55 %

5 лет.....1,364 %.

Это больше, чем у углепластика в исходном состоянии (1,46 %) на 0,35–0,40 % после старения в условиях МЦКИ (умеренного климата с промышленной атмосферой) и на 0,09–0,18 % в условиях ГЦКИ (умеренно теплого климата с мягкой зимой).

В табл. 2 приведены упруго-прочностные свойства углепластика ВКУ-38ТП в исходном состоянии и после трех и пяти лет экспозиции в МЦКИ и ГЦКИ, а также для сравнения – паспортные данные и свойства углепластика, испытанного после пяти лет хранения в помещении в упакованном виде.

Таблица 2

Упруго-прочностные свойства* углепластика после естественного старения

Место и срок экспозиции	Температура испытаний, °С	Предел прочности при изгибе, МПа	Модуль хорды, ГПа	Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа
Без экспозиции (Дополнение № 3 к паспорту № 1887)	23±3	<u>480–520</u> 494	<u>47–54</u> 51	<u>46–55</u> 50
	200	<u>410–480</u> 444	<u>53–56</u> 54	<u>39–48</u> 42
	300	<u>390–460</u> 437	<u>44–57</u> 51	<u>31–37</u> 34
Хранение в помещении в течение пяти лет (контрольные образцы)	23±3	<u>492–515</u> 507	<u>48–52</u> 50	<u>47–53</u> 49
	300	<u>415–456</u> 440	<u>49–54</u> 52	<u>31–35</u> 33
МЦКИ в течение трех лет	23±3	<u>475–540</u> 505	<u>44–47</u> 45	<u>35–41</u> 38
	200	<u>440–470</u> 453	<u>43–48</u> 46	<u>27–33</u> 30
	300	<u>400–465</u> 435	<u>52–57</u> 54	<u>26–31</u> 28
МЦКИ в течение пяти лет	23±3	<u>425–500</u> 462	<u>44–52</u> 48	<u>26–34</u> 30
	200	<u>410–430</u> 422	<u>46–48</u> 47	<u>22–29</u> 25
	300	<u>385–415</u> 395	<u>49–60</u> 55	<u>20–27</u> 22
ГЦКИ в течение трех лет	23±3	<u>455–510</u> 485	<u>46–48</u> 47	<u>34–43</u> 40
	200	<u>425–470</u> 445	<u>48–50</u> 49	<u>32–36</u> 34
	300	<u>350–440</u> 390	<u>53–59</u> 57	<u>23–26</u> 24
ГЦКИ в течение пяти лет	23±3	<u>360–500</u> 436	<u>56–61</u> 58	<u>27–29</u> 28
	200	<u>385–460</u> 410	<u>58–62</u> 60	<u>24–25</u> 25
	300	<u>315–450</u> 377	<u>55–63</u> 59	<u>20–23</u> 22

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

При сравнении паспортных данных и свойств углепластика, испытанного после пяти лет хранения в помещении в упакованном виде (табл. 2), видно, что полученные характеристики укладываются в разброс значений свойств, указанных в дополнении к паспорту.

На рис. 8 и 9 приведены данные по сохранению свойств углепластика ВКУ-38ТП после экспозиции в условиях естественного старения при различных температурах для сравнения со значениями, приведенными в дополнении к паспорту (табл. 2).

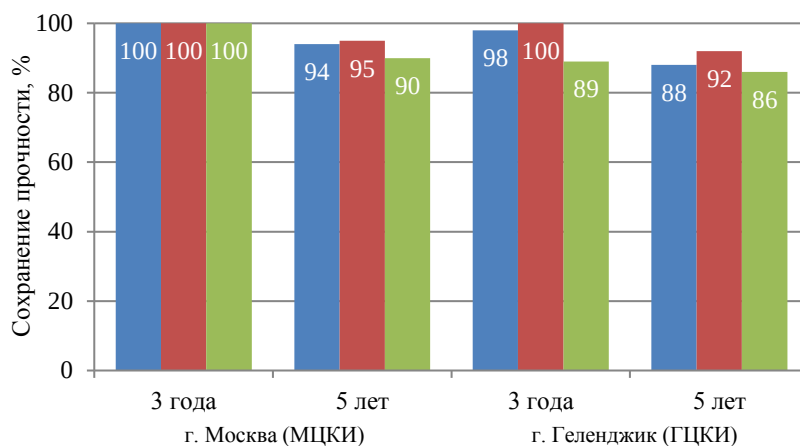


Рис. 8. Сохранение прочности при изгибе углепластика ВКУ-38ТП после естественного старения при температурах испытаний 23 ± 3 (■), 200 (■), 300 °C (■)

Из данных, приведенных в табл. 2 и на рис. 8, видно, что прочность при изгибе после длительного старения по отношению к исходным значениям изменяется незначительно при температурах испытаний 23 ± 3 , 200 и 300 °C. После трех лет экспозиции в МЦКИ сохранение прочности при изгибе при всех температурах испытаний составляет 100 %, а после пяти лет экспозиции составляет: 93 % при температуре 23 ± 3 °C, 95 % при температуре 200 °C и 90 % при температуре 300 °C. Модуль хорды после экспозиции при температурах испытаний 23 ± 3 и 200 °C снижается на 6–11 %, а при температуре испытаний 300 °C возрастает до уровня исходного значения 51 ГПа. Сохранение прочности при изгибе после натурной экспозиции в ГЦКИ несколько ниже, чем в МЦКИ и составляет: 89–100 % после трех лет и 86–92 % после пяти лет. Сохранение значений модуля хорды выше – при температурах 23 ± 3 и 200 °C снижается до 92–98 %, а при температуре 300 °C превосходит уровень исходного значения (51 ГПа) и составляет 57 и 59 ГПа.

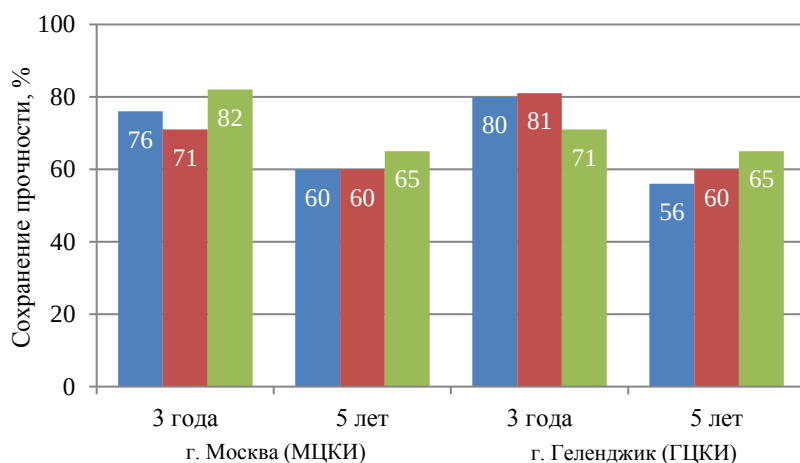


Рис. 9. Сохранение прочности при межслойном сдвиге углепластика ВКУ-38ТП после естественного старения при температурах испытаний 23 ± 3 (■), 200 (■), 300 °C (■)

Изменения прочности при межслойном сдвиге после экспозиции (табл. 2, рис. 9) несколько больше, чем при изгибе. Сохранение прочности после трех лет экспозиции в МЦКИ составляет: 76 % при температуре 23 ± 3 °С, 71 % при температуре 200 °С и 82 % при температуре 300 °С. После пяти лет старения эти показатели еще ниже – сохранение прочности 60 и 65 %. Сохранение прочности при межслойном сдвиге после трех лет экспозиции в ГЦКИ несколько выше и составляет: 80 % при температурах 23 ± 3 и 200 °С и 71 % при температуре 300 °С. После пяти лет экспозиции в ГЦКИ сохранение прочности при межслойном сдвиге снижается и составляет 56–65 %.

Заключения

Проведенные исследования подтверждают стойкость углепластика ВКУ-38ТП к воздействию факторов естественного старения в течение пяти лет в различных климатических условиях (г. Москва – умеренный климат, г. Геленджик – умеренно теплый климат с мягкой зимой). Несмотря на существенную деградацию поверхности углепластика ВКУ-38ТП в процессе длительного естественного старения (особенно после пяти лет экспозиции на открытых площадках), сохранение прочностных характеристик составляет: 86–100 % при изгибе и 56–80 % при межслойном сдвиге. Уровень влаго- и водопоглощения возрастает не более чем на 0,4 %, а с учетом того, что для ПКМ в конструкциях дополнительно используются лакокрасочные покрытия, обеспечивающие защиту от воздействия внешних факторов, можно говорить о высокой надежности углепластика ВКУ-38ТП и гарантировать достаточный срок службы материала в изделиях авиационной техники.

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). С. 122–144. 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., Курносов А.О., Славин А.В. Опыт применения полимерных композиционных материалов разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в двигательных установках для самолетов гражданского назначения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). С. 82–94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
4. Евдокимов А.А., Гуляев И.Н., Зеленина И.В. Исследование физико-механических свойств и микроструктуры объемно-армированного углепластика // Труды ВИАМ. 2019. № 4 (76). С. 38–47. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-38-47.
5. Saleh M.N., Soutis C. Recent advancements in mechanical characterisation of 3D woven composites // Mechanics of Advanced Materials and Modern Processes. 2017. No. 3. P. 1–17. DOI: 10.1186/s40759-017-0027-z.
6. Gao M., Wu Q., Li T. et al. Rediscovering phthalonitrile resins: a novel liquid monomer towards high-performance resins // Polymer Chemistry. 2024. Vol. 15. Is. 21. P. 2157–2166. DOI: 10.1039/d4py00100a.
7. Domingues D.D., Jones H.N., Keller T.M. The effect of curing additive on the mechanical properties of phthalonitrile-carbon fiber composites // Polymer Composites. 2004. Vol. 25. No. 5. P. 554–561.
8. Wang Z., Zhou X., Zheng K. et al. Achieving high heat resistance for phthalonitrile/boron blends through formation of protective phases derived from boron powder // Composites Communications. 2024. Vol. 45. P. 101777. DOI: 10.1016/j.coco.2023.101777.

9. Yang Z., Gu Y., Liu Y. et al. Thermal-oxidative aging mechanism of carbon fiber reinforced self-catalytic phthalonitrile resin matrix composite laminates at 450 °C ~500 °C // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2025. Vol. 190. P. 108689. DOI: 10.1016/j.compositesa.2024.108689.
10. Богомолов П.И., Козлов И.А., Бируля М.А. Обзор современных технологий изготовления объемно-армирующих преформ для перспективных композиционных материалов // *Технико-технологические проблемы сервиса*. 2017. № 1. С. 22–27.
11. Сергеев В.Т. Разработка структуры и технологии изготовления многослойной комбинированной ткани из углеродных и кварцевых нитей: автореферат дис. ... канд. техн. наук. М., 2014. 16 с.
12. Белинис П.Г., Донецкий К.И., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Майер Ю., Быстрикова Д.В. Объемно-армирующие цельнотканые преформы для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 4 (57). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
13. Белинис П.Г., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Цыкун Р.Г., Донецкий К.И. Конструкционная многослойная тканая преформа для изготовления фрагмента интегральной панели летательного аппарата // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 114–124. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-114-124.
14. Хуснуллина А.Р. Обзор современных технологий изготовления цельнотканых объемно-армированных преформ, применяемых для изготовления полимерных композиционных материалов // *Материалы юбилейной XX Всерос. с междунар. участием науч.-практ. конф. с элементами научной школы для студентов и молодых ученых (Казань, 13–15 мая 2024 г)*. Казань, 2024. С. 322–325.
15. Мекхэм М. Snecma и ее партнер АЕС создают новую технологию изготовления композитных лопаток // *АТО*. 2012. № 131. URL: <http://www.ato.ru/content/snecma-i-ee-partner-aec-sozdayut-novuyu-tehnologiyu-izgotovleniya-kompozitnyh-lopatok> (дата обращения: 16.05.2025).
16. Новиков А.С., Каримбаев Т.Д., Луппов А.А., Афанасьев Д.В., Мезенцев М.А. Инновации при применении композиционных материалов в авиационных двигателях // *Двигатель*. 2015. № 2 (98). С. 6–9.
17. Каримбаев Т.Д., Луппов А.А., Афанасьев Д.В. Рабочие лопатки вентиляторов из углепластика для перспективных двигателей. Достижения и проблемы // *Двигатель*. 2011. № 6. С. 4–9.
18. Кондрашов Э.К., Кузнецова В.А., Лебедева Т.А., Семенова Л.В. Основные направления повышения эксплуатационных, технологических и экологических характеристик лакокрасочных покрытий для авиационной техники // *Российский химический журнал*. 2010. Т. LIV. № 1. С. 96–102.
19. Shunmugapriya K., Kale Shirish S., Gouda G., Jayapal P. Paints for aerospace applications // *Aerospace Materials and Material Technologies*. 2017. Vol. 1. P. 539–562.
20. Zhang Ti., Zhang Te., He Y. et al. Corrosion and aging of organic aviation coatings: A review // *Chinese Journal of Aeronautics*. 2023. Vol. 36. No. 4. P. 1–35.
21. Старцев О.В., Коваль Т.В., Двирная Е.В., Корниенко Г.В., Велигодский И.М. Исследование свойств углепластика с покрытиями после 8 и 13 лет старения в умеренно теплом климате. Часть 3. Состояние полимерной матрицы композита // *Труды ВИАМ*. 2025. № 4 (146). С. 96–106. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-4-96-106.
22. 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.
23. 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.

24. 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). С. 70–80. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
25. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 1. Испытания новых материалов // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). С. 114–122. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.
26. Мухаметов Р.Р., Шимкин А.А., Гуляев А.И., Кучеровский А.И. Фталонитрильное связующее для термостойких композитов // Материаловедение. 2015. № 11. С. 48–53.
27. 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.
28. 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.
29. 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.
30. Guo H., Chen Z., Yang X. et al. Self-promoted curing phthalonitrile with high glass transition temperature for advanced composites // *Journal of Polymer Research*. 2012. Vol. 19. No. 7. P. 1–8.
31. Han B., Li Y., Wan J. et al. Progress in high temperature resistant phthalonitrile resins and their composites for aerospace applications // *Reactive and Functional Polymers*. 2025. Vol. 214. P. 106293. DOI: 10.1016/j.reactfunctpolym.2025.106293.
32. Feng J., Wang D., Hu J. et al. Optimizing the thermal properties of fiber reinforced phthalonitrile composites // *Journal of Applied Polymer Science*. 2023. Vol. 141. Is. 2. DOI: 10.1002/app.54772.
33. Валевин Е.О., Зеленина И.В., Мараховский П.С., Гуляев А.И., Бухаров С.В. Исследование тепловлажностного воздействия на фталонитрильную матрицу // Материаловедение. 2015. № 9 (222). С. 15–19.
34. Валевин Е.О. Влияние тепловлажностного воздействия на свойства термостойких полимерных композиционных материалов на основе фталонитрильной матрицы: дис. ... канд. техн. наук. М., 2018. 130 с.
35. 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.
36. Старцев В.О., Валевин Е.О., Гуляев А.И. Влияние старения поверхности полимерных композиционных материалов на их механические свойства // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). С. 64–76. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
37. Гуляев И.Н., Зеленина И.В., Валевин Е.О., Хасков М.А. Влияние климатического старения на свойства высокотемпературных углепластиков // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). С. 39–51. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51.
38. Сальников В.Г., Старцев О.В., Лебедев М.П. и др. Влияние суточных и сезонных изменений относительной влажности и температуры на влагонасыщение углепластика в открытых климатических условиях // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2022. № 5. С. 2–10. DOI: 10.31044/1994-6260-2022-0-5-2-10.
39. Панин С.В. Исследование изменения рельефа поверхности и влагопереноса в полимерных композиционных материалах в процессе климатического старения: дис. ... канд. техн. наук. М., 2015. 131 с.
40. Валевин Е.О., Старцев В.О., Зеленина И.В. Термическое старение, деградация поверхности и влагоперенос в углепластике марки ВКУ-38ТР // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). С. 118–128. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-118-128.

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), pp. 122–144. 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), pp. 82–94. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
4. Evdokimov A.A., Gulyaev I.N., Zelenina I.V. Investigation of the physicomechanical properties and microstructure of volume-reinforced carbon fiber reinforced plastic. *Trudy VIAM*, 2019, no. 4 (76), pp. 38–47. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-38-47.
5. Saleh M.N., Soutis C. Recent advancements in mechanical characterisation of 3D woven composites. *Mechanics of Advanced Materials and Modern Processes*, 2017, no. 3, pp. 1–17. DOI: 10.1186/s40759-017-0027-z.
6. Gao M., Wu Q., Li T. et al. Rediscovering phthalonitrile resins: a novel liquid monomer towards high-performance resins. *Polymer Chemistry*, 2024, vol. 15, is. 21, pp. 2157–2166. DOI: 10.1039/d4py00100a.
7. Domingues D.D., Jones H.N., Keller T.M. The effect of curing additive on the mechanical properties of phthalonitrile-carbon fiber composites. *Polymer Composites*, 2004, vol. 25, no. 5, pp. 554–561.
8. Wang Z., Zhou X., Zheng K. et al. Achieving high heat resistance for phthalonitrile/boron blends through formation of protective phases derived from boron powder. *Composites Communications*, 2024, vol. 45, p. 101777. DOI: 10.1016/j.coco.2023.101777.
9. Yang Z., Gu Y., Liu Y. et al. Thermal-oxidative aging mechanism of carbon fiber reinforced self-catalytic phthalonitrile resin matrix composite laminates at 450 °C ~500 °C. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2025, vol. 190, p. 108689. DOI: 10.1016/j.compositesa.2024.108689.
10. Bogomolov P.I., Kozlov I.A., Birulya M.A. Review of modern technologies for the manufacture of volumetric-reinforcing preforms for advanced composite materials. *Tekhniko-tehnologicheskie problemy servisa*, 2017, no. 1, pp. 22–27.
11. Sergeev V.T. *Development of the structure and manufacturing technology of multilayer combined fabric from carbon and quartz threads*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2014, 16 p.
12. Belinis P.G., Donetskii K.I., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Mayer Yu., Bystrikova D.V. Volume reinforcing solid-woven preforms for manufacturing of polymer composite materials (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
13. Belinis P.G., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Tsykun R.G., Donetskii K.I. Design research on a construal multilayer woven preform of an integral panel fragment for aircraft. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 114–124. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-114-124.
14. Khusnullina A.R. Review of modern technologies for the manufacture of solid-woven volume-reinforced preforms used for the production of polymer composite materials. *Proceedings of the XX All-Rus. with int. participation scientific and practical conference with elements of a scientific school for students and young scientists* (Kazan, May 13–15, 2024). Kazan, 2024, pp. 322–325.
15. Mekham M. *Snecma and its partner AES create a new technology for the manufacture of composite blades*. Available at: <http://www.ato.ru/content/snecma-i-ee-partner-aec-sozdayut-novuyu-tehnologiyu-izgotovleniya-kompozitnyh-lopatok> (accessed: May 16, 2025).

16. Novikov A.S., Karimbaev T.D., Luppov A.A., Afanasyev D.V., Mezentsev M.A. Innovations in the Application of Composite Materials in Aircraft Engines. *Dvigatel*, 2015, no. 2 (98), pp. 6–9.
17. Karimbaev T.D., Luppov A.A., Afanasyev D.V. Carbon Fiber Fan Blades for Advanced Engines. Achievements and Challenges. *Dvigatel*, 2011, no. 6, pp. 4–9.
18. Kondrashov E.K., Kuznetsova V.A., Lebedeva T.A., Semenova L.V. Main Directions for Improving the Performance, Technological, and Environmental Characteristics of Paint and Varnish Coatings for Aircraft Equipment. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 96–102.
19. Shunmugapriya K., Kale Shirish S., Gouda G., Jayapal P. Paints for aerospace applications. *Aerospace Materials and Material Technologies*, 2017, vol. 1, pp. 539–562.
20. Zhang Ti., Zhang Te., He Y. et al. Corrosion and aging of organic aviation coatings: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, vol. 36, no. 4, pp. 1–35.
21. Startsev O.V., Koval T.V., Dvirnaya E.V., Kornienko G.V., Veligodsky I.M. Research of the properties of carbon fiber reinforced plastic with coatings after 8 and 13 years of aging in a moderately warm climate. Part 3. Condition of the polymer matrix of a composite. *Trudy VIAM*, 2025, no. 4 (146). pp. 96–106. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-4-96-106.
22. 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.
23. 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.
24. 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), pp. 70–80. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
25. Laptev A.B., Pavlov M.R., Novikov A.A., Slavin A.V. Current trends in the development of testing materials for resistance to climate factors (review). Part 1. Testing of new materials. *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), pp. 114–122. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.
26. Mukhametov R.R., Shimkin A.A., Gulyaev A.I., Kuchеровsky A.I. Phthalonitrile binder for heat-resistant composites. *Materialovedenie*, 2015, no. 11, pp. 48–53.
27. 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.
28. 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, pp. 583–603.
29. Deev I.S., Kurshev E.V., Lonskiy S.L. The influence of long-term climatic aging on the surface microstructure of epoxy carbon fiber reinforced plastics. *Voprosy materialovedeniya*, 2018, no. 3, pp. 157–169.
30. Guo H., Chen Z., Yang X. et al. Self-promoted curing phthalonitrile with high glass transition temperature for advanced composites. *Journal of Polymer Research*, 2012, vol. 19, no. 7, pp. 1–8.
31. Han B., Li Y., Wan J. et al. Progress in high temperature resistant phthalonitrile resins and their composites for aerospace applications. *Reactive and Functional Polymers*, 2025, vol. 214, p. 106293. DOI: 10.1016/j.reactfunctpolym.2025.106293.
32. Feng J., Wang D., Hu J. et al. Optimizing the thermal properties of fiber reinforced phthalonitrile composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 2023, vol. 141, is. 2. DOI: 10.1002/app.54772.
33. Valevin E.O., Zelenina I.V., Marakhovsky P.S., Gulyaev A.I., Bukharov S.V. Study of heat and humidity effects on a phthalonitrile matrix. *Materialovedenie*, 2015, no. 9 (222), pp. 15–19.
34. Valevin E.O. *Effect of heat and humidity effects on the properties of heat-resistant polymer composite materials based on a phthalonitrile matrix*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2018, 130 p.

35. 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.
36. Startsev V.O., Valevin E.O., Gulyaev A.I. The influence of polymer composite materials' surface weathering on its mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), pp. 64–76. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
37. 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), pp. 39–51. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 12, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-39-51.
38. Salnikov V.G., Startsev O.V., Lebedev M.P. et al. Effect of Daily and Seasonal Changes in Relative Humidity and Temperature on Moisture Saturation of Carbon Fiber Reinforced Plastics in Open Climate Conditions. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2022, no. 5, pp. 2–10. DOI: 10.31044/1994-6260-2022-0-5-2-10.
39. Panin S.V. *Study of Changes in Surface Relief and Moisture Transfer in Polymer Composite Materials during Climatic Aging*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2015, 131 p.
40. Valevin E.O., Startsev V.O., Zelenina I.V. Thermal aging, surface degradation and water transfer in carbon fiber reinforced plastic VKU-38TR. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), pp. 118–128. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-118-128.

Информация об авторах

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

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

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

Евдокимов Антон Андреевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., 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, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Anton A. Evdokimov, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 21.08.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.09.2025.
The article was submitted 21.08.2025; approved and accepted for publication after reviewing 02.09.2025.

Научная статья

УДК 678.019.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-141-156

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ, СВОЙСТВ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ УГЛЕПЛАСТИКА НА РАННЕМ ЭТАПЕ КЛИМАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ

О.В. Старцев¹, Е.В. Двирная¹, Г.В. Корниенко¹

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

Аннотация. Исследовано изменение свойств углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 после 6 мес. экспозиции в умеренно теплом климате (г. Геленджик). Для этого использованы такие методы анализа, как профилометрия, гравиметрия, термомеханический анализ и динамический механический анализ. Проведены также испытания на межслойный сдвиг методом короткой балки и продольный изгиб при разных скоростях нагружения. По результатам испытаний проведен термоактивационный анализ, который показал высокую чувствительность к определению долговечности на ранней стадии климатического воздействия.

Ключевые слова: углепластик, старение, долговечность, механические и термомеханические свойства, изменение структуры

Для цитирования: Старцев О.В., Двирная Е.В., Корниенко Г.В. Изменения структуры, свойств и долговечности углепластика на раннем этапе климатического старения // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 141–156. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-141-156.

Scientific article

CHANGES IN THE STRUCTURE, PROPERTIES AND DURABILITY OF CARBON FIBER AT AN EARLY STAGE OF CLIMATIC AGING

O.V. Startsev¹, E.V. Dvirnaya¹, G.V. Kornienko¹

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 aimed to investigate changes in the properties of carbon-fiber reinforced plastic VKU-39/VTkU-2.200 after six months of exposure in the temperate and warm climate of Gelendzhik. Various analysis methods, such as profilometry, gravimetry, thermomechanical analysis, and dynamic mechanical analysis, were used for this purpose. Additionally, interlayer shear tests using the short beam method and longitudinal bending at different loading speeds were conducted. Based on the results of these tests, a thermal activation analysis was performed, which showed high sensitivity in determining durability at an early stage of weathering.

Keywords: carbon fiber, aging, durability, mechanical and thermomechanical properties, structural changes

For citation: Startsev O.V., Dvirnaya E.V., Kornienko G.V. Changes in the structure, properties and durability of carbon fiber at an early stage of climatic aging. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 141–156. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-141-156.

Введение

Современные углепластики отечественного производства на основе расплавных эпоксидных матриц [1, 2] обладают превосходными механическими свойствами, благодаря чему считаются наиболее перспективными конструкционными материалами в авиастроении. Эти материалы проявляют высокую стойкость к внешним воздействиям. Например, по данным работ [3–5], их пределы прочности при растяжении, сжатии, изгибе, сдвиге и другие механические показатели R изменяются в пределах 10–20 % в течение первого десятилетия эксплуатации в открытых климатических условиях. Такое медленное изменение прочности затрудняет достоверную оценку долговечности углепластика при эксплуатационных нагрузках [6], что осложняет обоснование их срока службы в ответственных элементах конструкций.

В обзоре [7] рассмотрены закономерности старения эпоксидных углепластиков под действием температуры, влажности, ультрафиолетового (УФ) облучения и других факторов окружающей среды. Старение начинается с образования микротрещин и приводит к расслоению, которое еще больше обнажает внутреннюю поверхность композитов. При воздействии окружающей среды образуются свободные радикалы, которые также разрушают внутреннюю структуру эпоксидной матрицы. Они увеличивают свободный объем полимерной матрицы, облегчают доступ кислорода, тем самым снижая механические характеристики материала.

По данным работы [8], УФ-облучение преимущественно влияет на свойства поверхностного слоя смолы. При УФ-старении может произойти разрыв молекулярных цепей, что приводит к изменению массы смолы и цвета, образованию микротрещин, снижению уровня механических свойств и ухудшению эксплуатационных характеристик под совокупным воздействием многих факторов. С увеличением продолжительности старения скорость изменения массы и твердость смолы сначала увеличиваются, а затем уменьшаются, в то время как уровень механических свойств композита сначала быстро снижается, а затем имеет тенденцию к постоянству. Прочность при изгибе и ударная вязкость композита снизились на 6,0 и 12,8 % соответственно по сравнению с исходными значениями.

Подобный механизм микроскопического разрушения при экспозиции полимерных композиционных материалов (ПКМ) в семи различных типах климата рассмотрен в работе [9]. Проанализированы изменения механических показателей R при растяжении, изгибе, сдвиге после пребывания в тропиках и тропических лесах, Средиземноморье, пустыне, умеренно континентальном и приморском климате, а также при погружении в морскую воду. Рассмотрены различные модели прогнозирования изменения показателей R : модель Аррениуса; модели, основанные на остаточном модуле упругости и остаточной прочности; регрессионный анализ медианной прочности. Для повышения точности прогнозирования срока службы при естественном старении композитов важно учитывать влияние нагрузок в реальных условиях эксплуатации, включать различные климатические типы, использовать комплексные показатели механических свойств, устанавливать эквивалентное соотношение показателей, полученных при натурном и ускоренном старении, а также создавать базу данных с унифицированными стандартами испытаний.

Реакции ПКМ на комбинированное воздействие основных климатических факторов и механических нагрузок разобраны в обзорной статье [10]. На основе анализа данных научно-технической литературы предложены коэффициенты снижения прочности для учета воздействия окружающей среды на армированные волокнами полимеры.

Результаты экспериментального исследования гидротермического старения стержней из углепластика, выдержанных в дистиллированной воде в течение 360 дней, изложены в работе [11]. Получены данные о водопоглощении и диффузии, закономерности эволюции прочности при межслойном сдвиге и динамические термомеханические свойства. Результаты исследования показывают, что водопоглощение соответствует модели Фика. Проникновение молекул воды приводит к значительному снижению межслойной прочности и температуры стеклования полимерной матрицы. Это объяснено пластифицирующим действием влаги и нарушением сцепления на границе раздела. Для прогнозирования долгосрочного срока службы углепластика в реальных условиях эксплуатации использовано уравнение Аррениуса на основе теории эквивалентности времени и температуры, что позволило получить стабильное сохранение прочности при межслойном сдвиге на уровне 72,78 %.

В углепластике на основе эпоксидной матрицы EL2 после выдержки в воде при 60 °С предел прочности при изгибе снизился до ~(80–90) % от начального значения [12].

Известной и многократно проверенной закономерностью являются уменьшение механических показателей при увлажнении ПКМ и их полное или частичное восстановление при последующей сушке [3–6, 13]. Например, согласно работе [14], при содержании 3,6 % воды предел прочности при растяжении углепластика снизился с 1232 до 1035 МПа (на 18 %), но после удаления влаги этот показатель оказался на уровне 96 %. При тех же воздействиях модуль упругости снизился до 88 %, после чего возрос до 94 %.

Для определения границ применимости ПКМ авиационного назначения выполняются лабораторные и климатические испытания [3, 6, 15], в результате которых определяются значения относительных коэффициентов сохранения механических показателей $k_R = R/R_0$, где R_0 и R – показатели механических свойств образцов в исходном состоянии и после выдержки в агрессивных условиях. Характеризуя состояние ПКМ, многие авторы [7–10] используют термин «долговечность» как время, в течение которого материал достигает предельного значения k_R . После этого материал признается непригодным для дальнейшей эксплуатации. Однако правильно определить долговечность как время τ , в течение которого образец или элемент конструкции остается неразрушенным при выбранном способе механического нагружения и заданной температуре.

В работе [16] предложен перспективный метод прогнозирования долговечности углепластика при циклическом и статическом механическом нагружении (растяжение–сжатие, продольный изгиб, сдвиг). Основой рассмотренного подхода является кинетическая теория прочности, в рамках которой долговечность определяется по формуле Журкова:

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{R_{mol}T}\right), \quad (1)$$

где τ_0 – период тепловых колебаний атомов в твердом теле, 10^{-13} с; U_0 – начальная энергия активации разрушения, кДж/моль; R_{mol} – универсальная газовая постоянная, кДж/(моль·К); γ – структурно-чувствительный коэффициент (активационный объем); σ – прочность материала при выбранной схеме деформирования, МПа; T – температура, °С.

Для углепластика формула (1) справедлива для нахождения τ в стеклообразном состоянии связующего при различных способах нагружения [16, 17]. Влияние температуры определяется законом Аррениуса и учитывается в виде знаменателя показателя

экспоненты в формуле (1). Температурный сдвиг вычисляется по уравнению Вильямса–Ландела–Ферри [18]:

$$\log a_T = -\frac{C_1(T-T_0)}{C_2+T-T_0}, \quad (2)$$

где a_T – температурный сдвиг (коэффициент, показывающий, на сколько нужно сдвинуть кривую зависимости свойства от времени/частоты, чтобы учесть влияние температуры); T – температура; T_0 – обычно температура стеклования (T_g); C_1 и C_2 – эмпирические константы, зависящие от материала.

В работе [19] показано, что при влагонасыщении температура стеклования T_g эпоксидных матриц ПКМ линейно уменьшается с увеличением количества сорбированной влаги w . Эта зависимость позволяет вычислять долговечность углепластика по формуле

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma_s}{R(T + \Delta T_g)}\right), \quad (3)$$

где $\Delta T_g = T_{g0} - T_{gw}$; T_{g0} – температура стеклования сухого образца; T_{gw} – температура стеклования образца с содержанием влаги w ; σ_s – предел прочности при межслойном сдвиге.

Основываясь на рассмотренных данных научно-технической литературы, можно ожидать, что долговечность углепластика будет изменяться уже на ранней стадии климатического воздействия при наличии начальных необратимых физико-химических превращений (деструкция поверхности, релаксация внутренних напряжений, изменение свободного объема [3–5]) и будет зависеть от обратимого пластифицирующего воздействия влаги [6, 19], определяемого соотношением (3).

Цель данной работы – исследование долговечности углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 как результата изменений структурных, физических показателей и влагосодержания [20, 21] на ранней стадии климатического воздействия.

Материалы и методы

Объектом исследований выбран углепластик ВКУ-39/ВТкУ-2.200 на основе углеродного тканого наполнителя ВТкУ-2.200 и эпоксидного термореактивного связующего ВСЭ-1212. Состав и свойства этого углепластика подробно рассмотрены в работах [2–5, 20, 21].

Пластины углепластика экспонировали на открытом атмосферном стенде в условиях умеренно теплого климата (г. Геленджик), показатели которого подробно представлены в работе [20]. Продолжительность начального этапа климатического воздействия составила 6 мес.

Пластины углепластика в исходном состоянии и после экспонирования разрезали на образцы методом фрезерования. Для определения влагосодержания подготовленные образцы высушивали в течение 25 сут над прокаленным силикагелем при температуре 60 °С. Массу образцов измеряли с помощью аналитических весов с точностью 0,1 мг.

Для характеристики структуры поверхности углепластика использован метод профилометрии, соответствующий ГОСТ Р ИСО 4287–2014 [22]. С помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа по алгоритмам, использованным в работах [23, 24], на лицевой и обратной сторонах пластин углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 измерены показатели рельефа поверхности (максимальная P_p и минимальная P_v высота кривой профиля, размах P_c и стандартное отклонение P_q неоднородностей).

Температуру стеклования T_g углепластика измеряли с помощью прибора динамического механического анализа в рамках стандарта ISO 6721-11 [25]. Использовали образцы размером 50×10 мм, для которых измеряли динамический модуль упругости E' и динамический модуль потерь E'' в интервале температур от 25 до 250 °С в потоке аргона при частоте 1 Гц со скоростью нагрева 2 °С/мин. Значения T_g находили по положению максимума E'' при переходе эпоксидного связующего из стеклообразного в высокоэластическое состояние аналогично работам [3, 6].

Термическое расширение $\Delta L = L - L_0$, относительное термическое расширение $\Delta L/L_0$ и коэффициент линейного теплового расширения (КЛТР)

$$\alpha_L = \frac{1}{L} \cdot \frac{\partial L}{\partial T} \quad (4)$$

в направлении основы ткани ВТкУ-2.200 измеряли на термомеханическом анализаторе в интервале температур от –60 до +230 °С аналогично работе [21] в соответствии с рекомендациями стандарта ISO 11359-2 [26]. Здесь L – длина образца, измеренная в интервале температур от –60 до +230 °С; L_0 – длина образца в начале измерений. Для расчета КЛТР углепластика поперек основы ткани α_w и перпендикулярно плоскости армирования α_H в формуле (4) длину образца L заменяли на ширину W и толщину H образца.

Предел прочности при межслойном сдвиге σ_s определен нагружением коротких балок размером 40×20×4 мм на универсальной испытательной машине с автоматизированной записью нагрузки и деформации по ГОСТ 32659–2014 (ISO 14130:1997) [27]. Другой стандартный механический показатель – предел прочности при трехточечном изгибе σ_b , измеряли согласно ГОСТ Р 56810–2015 [28].

Для определения долговечности использовали рекомендации работ [16, 17]. Для этого проведены испытания на межслойный сдвиг углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии и после 6 мес. экспозиции при скоростях нагружения 5; 1; 0,5; 0,05 и 0,005 мм/мин. Испытания на продольный изгиб проводили при скоростях нагружения 600; 60; 0,6 и 0,06 мм/мин.

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

Результаты и обсуждение

Влияние климатического воздействия на структуру и физические свойства углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200

В работах [20, 21] установлено, что уже после одного года пребывания углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в условиях умеренно теплого климата заметно разрушается поверхностный слой матрицы ВСЭ-1212 с размахом неоднородностей $P_c = 5,4$ мкм. Аналогичное увеличение шероховатости поверхности углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 наблюдали также в данном исследовании. Как видно из данных табл. 1, после 6 мес. экспонирования показатель P_c возрастает с 3,2 до 7,0 мкм на лицевой стороне пластин и с 2,5 до 5,3 мкм на обратной стороне. Оседающие морские соли заметно затушевывают эффект деструкции (табл. 1). Поэтому для достоверной количественной оценки показателей рельефа необходимо освобождать поверхность пластин от оседающих солей. Таким образом, солнечное УФ-облучение уже за 6 мес. заметно ухудшает структуру поверхности.

Изучено изменение свободного объема полимерной матрицы с учетом результатов измерения термического расширения, полученных методом термомеханического анализа. На рис. 1 представлены зависимости относительного термического расширения исходных образцов углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 вдоль основы ткани $\Delta L/L_0$, поперек основы ткани $\Delta W/W_0$ и перпендикулярно плоскости армирования $\Delta H/H_0$.

Таблица 1

**Результаты профилометрии углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии
и после 6 мес. натурной экспозиции**

Состояние	Сторона	Показатель профиля поверхности, мкм				
		P_p	P_v	P_z	P_c	P_q
Исходное	Лицевая	13	19	32	3,2	1,9
	Обратная	11	15	26	2,5	1,6
После 6 мес. экспозиции с налетом морских солей	Лицевая	15	23	38	5,8	4,0
	Обратная	11	15	26	2,5	1,6
После 6 мес. экспозиции и удаления морских солей	Лицевая	17	20	36	7,0	4,1
	Обратная	13	14	27	5,3	2,9

Примечание. P_p – максимальная высота пика кривой профиля; P_v – максимальная глубина впадины кривой профиля; P_z – максимальная высота кривой профиля; P_c – средняя высота элементов кривой профиля (размах); P_q – среднеквадратичная высота кривой профиля.

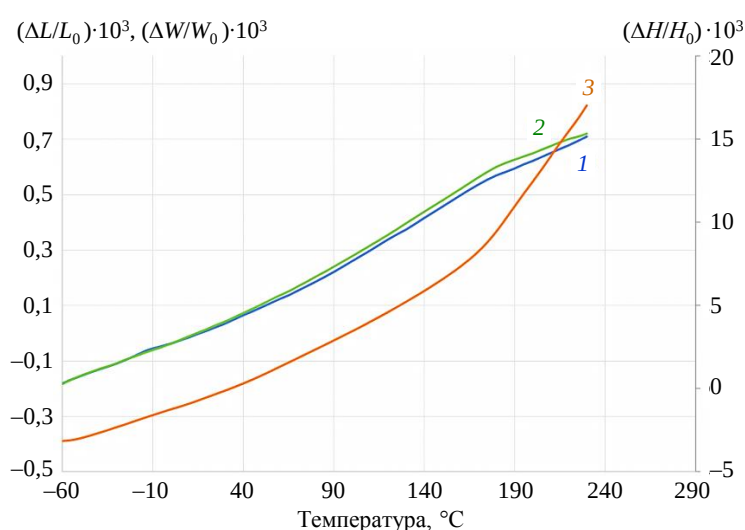


Рис. 1. Температурные зависимости относительного термического расширения углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии вдоль основы ткани $\Delta L/L_0$ (1), поперек основы ткани $\Delta W/W_0$ (2) и перпендикулярно плоскости армирования $\Delta H/H_0$ (3)

Согласно работе [29], углеродные волокна характеризуются отрицательным значением КЛТР на уровне $-0,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Эпоксидная матрица ВСЭ-1212 препятствует усадке волокон. Поэтому в направлении основы ткани относительное термическое расширение $\Delta L/L_0$ несущественно и не превышает $0,9 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$, а показатель α_L незначительно возрастает с $2,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при -60°C до $3,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при 150°C . При температуре $>150^\circ \text{C}$ полимерная матрица переходит в высокоэластическое состояние, ее жесткость снижается, что приводит к закономерному уменьшению наклона кривой 1 на рис. 1 и снижению α_L до $2,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при 230°C .

Из рис. 1 следует, что термическое расширение поперек основы ткани $\Delta W/W_0$ не отличается от $\Delta L/L_0$, тогда как термическое расширение перпендикулярно плоскости армирования $\Delta H/H_0$ возрастает более чем на порядок. Поэтому КЛТР α_H в стеклообразном состоянии эпоксидной матрицы изменяется с $35 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при -60°C до $51 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при 150°C . При переходе в высокоэластическое состояние связующего α_H достигает значения $69 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при 230°C , что соответствует данным работ [21, 30]. Более подробные результаты вычислений α_L , α_W и α_H для широкого интервала температур представлены в табл. 2.

Для сравнения на рис. 2 показаны температурные зависимости относительного термического расширения $\Delta L/L_0$ после 6 мес. экспонирования углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200.

Таблица 2

Коэффициент линейного теплового расширения углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200 в исходном состоянии в продольном, поперечном и трансверсальном направлениях

Температура, °C	КЛТР: $\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$		
	вдоль основы ткани α_L	поперек основы ткани α_W	перпендикулярно плоскости армирования α_H
-60	2,5	2,4	35
0	2,7	2,7	38
50	2,8	2,9	41
100	2,9	3,0	47
150	3,0	3,0	51
200	2,6	2,6	63
230	2,5	2,6	69

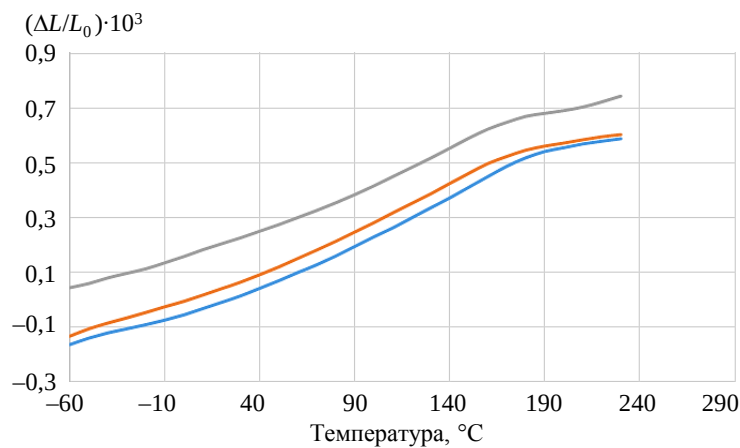


Рис. 2. Температурные зависимости относительного термического расширения $\Delta L/L_0$ трех параллельных образцов углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200 после 6 мес. экспозиции

Сравнение рис. 1 и 2 показывает неизменность температурных зависимостей $\Delta L/L_0$ образцов углепластика в исходном состоянии и после климатического воздействия. Это подтверждают результаты расчета α_L по формуле (4) во всем исследованном интервале температур (табл. 3).

Таблица 3

Коэффициент линейного теплового расширения вдоль основы ткани углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200 в исходном состоянии и после 6 мес. экспонирования

Температура, °C	КЛТР: $\alpha_L \cdot 10^6, K^{-1}$, для углепластика			
	в исходном состоянии			после 6 мес. экспонирования
	без сушки	после сушки	после увлажнения	
-60	2,5	2,6	2,4	2,1
0	2,7	2,6	2,5	2,3
50	2,8	2,7	2,6	2,5
100	2,9	2,8	2,9	2,8
150	3,0	3,0	3,1	3,2
200	2,6	2,8	2,7	2,8
230	2,5	2,4	2,6	2,7

Как следует из данных табл. 3, сушка и увлажнение образцов также не изменяют КЛТР углепластика в направлении основы ткани. Эти результаты позволяют сделать вывод, что после сушки, увлажнения и 6 мес. экспонирования не выявлено различий в характере термического расширения и структуре углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в широком интервале температур.

Изучены характеристики влагопереноса углепластика после климатического воздействия. Рис. 3 иллюстрирует кинетику сушки при 60 °С набора образцов углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии и после 6 мес. экспонирования. Общей закономерностью влагопереноса в ПКМ является существенное увеличение количества десорбированной влаги при сушке в образцах малых размеров [6]. Например, для исходных образцов углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 размером 100×100 мм количество десорбированной влаги w составило 0,12 %, а в образцах размером 10×10 мм повысилось до 0,17 %.

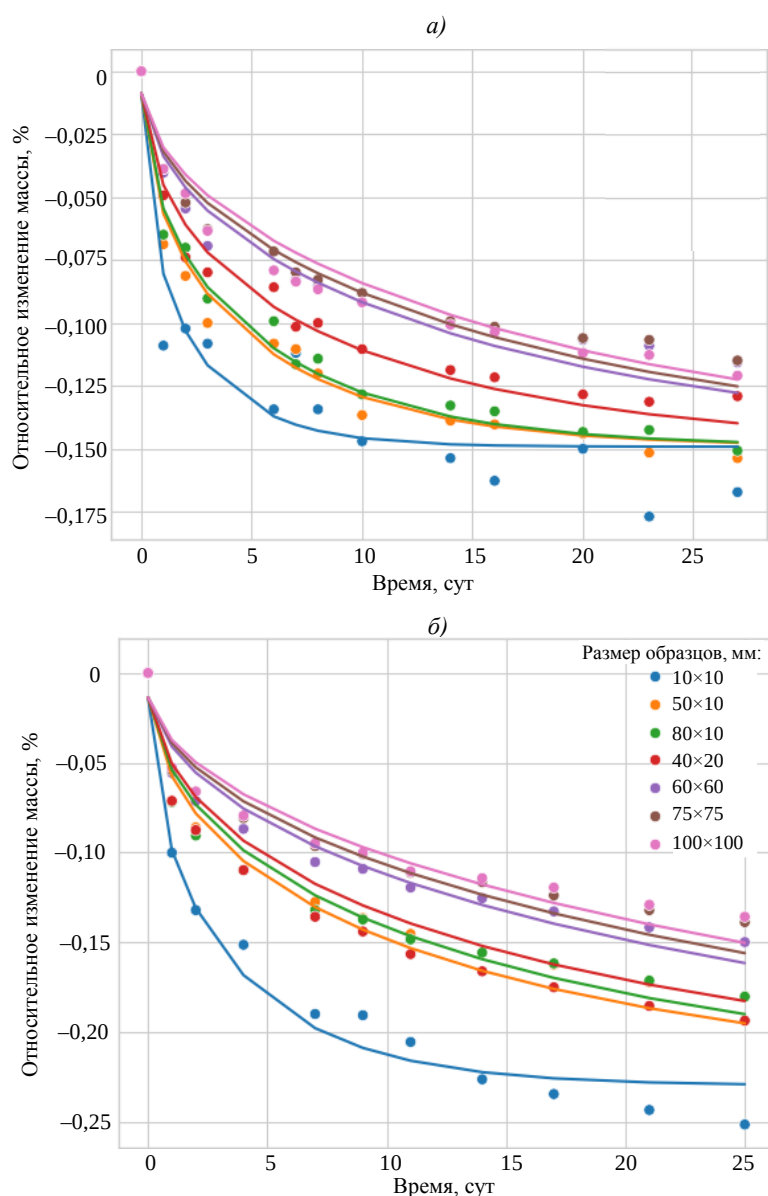


Рис. 3. Кинетика сушки набора образцов углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 разных размеров в исходном состоянии (а) и после 6 мес. экспозиции (б). Точки – экспериментальные данные, линии – данные, рассчитанные по модели диффузии Фика

По данным работ [3, 6], кинетика сушки достоверно моделируется вторым законом Фика в трехмерном приближении. Результаты расчетов содержания влаги w и коэффициентов диффузии влаги вдоль основы ткани D_L , поперек основы D_W и перпендикулярно плоскости армирования D_H , проведенных согласно работе [31], представлены в табл. 4. Указанные ошибки расчетов показывают хорошее соответствие между экспериментальными и расчетными значениями относительного изменения массы w с коэффициентами детерминации, близкими к единице ($R^2 = 0,956 \pm 0,002$).

Таблица 4

Влагосодержание и коэффициенты диффузии влаги образцов углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии и после 6 мес. экспонирования

Показатель	Значение показателя для образца		Ошибка для образца	
	в исходном состоянии	после 6 мес. экспонирования	в исходном состоянии	после 6 мес. экспонирования
$w, \%$	0,15	0,23	0,003	0,007
$D_L, \text{мм}^2/\text{сут}$	1,8	1,6	0,5	0,3
$D_W, \text{мм}^2/\text{сут}$	0,95	0,20	0,2	0,04
$D_H, \text{мм}^2/\text{сут}$	0,079	0,045	0,007	0,004
Примечание. w – количество накопленной влаги; D_L , D_W и D_H – коэффициенты диффузии влаги вдоль основы ткани, поперек основы ткани и перпендикулярно плоскости армирования соответственно.				

Результаты исследования кинетики сушки, представленные на рис. 3 и в табл. 4, позволяют сделать следующие выводы о физических свойствах углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200. Во-первых, выявлена существенная анизотропия влагопереноса в углепластике как в исходном состоянии, так и после 6 мес. экспонирования. Наиболее важный для характеристики качества композита коэффициент диффузии влаги в трансверсальном направлении (перпендикулярно плоскости пластины) D_H на порядок меньше, чем компоненты коэффициента диффузии влаги в плоскости армирования D_L и D_W . Во-вторых, все коэффициенты диффузии после климатического воздействия уменьшаются. В-третьих, углепластик ВКУ-39/ВТкУ-2.200 за 6 мес. натурных испытаний накапливает в 1,5 раза больше влаги, чем в исходном состоянии.

Свойства связующего ВСЭ-1212 в углепластике исследованы методом динамического механического анализа аналогично работам [3, 4]. На рис. 4 показаны температурные зависимости динамического модуля потерь $E''(T)$ углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200.

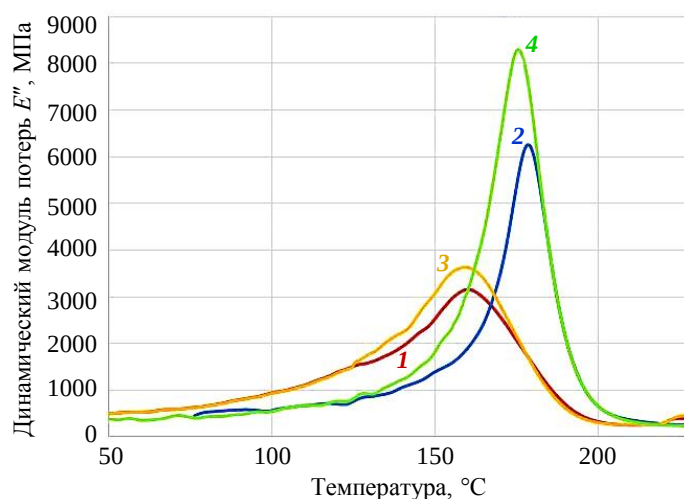


Рис. 4. Температурные зависимости динамического модуля потерь в области размягчения связующего углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии (1, 2) и через 6 мес. экспозиции (3, 4) без (1, 3) и после сушки (2, 4)

Температура стеклования T_g , определенная по положению максимума E'' на температурной шкале, после сушки исходных образцов углепластика повысилась со 162 до 179 °С, а после 6 мес. экспозиции – со 159 до 175 °С. Аналогичные эффекты наблюдали ранее в работе [3]. Таким образом, присутствие влаги как в исходных, так и в экспонированных образцах углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 снижает температуру стеклования его эпоксидной матрицы, изменяя тем самым физические свойства материала. Этот вывод соответствует результатам работ [6, 19, 21].

**Влияние климатического воздействия на прочность
и долговечность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200**

Результаты измеренных значений пределов прочности при изгибе σ_b и межслойном сдвиге σ_s углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии и после 6 мес. натурной экспозиции представлены в табл. 5. Дополнительно образцы высушили при 60 °С до стабилизации массы и подвергли испытаниям на межслойный сдвиг и изгиб.

Таблица 5

**Прочность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии
и после 6 мес. натурной экспозиции в двух состояниях**

Условный номер образца	Предел прочности, МПа, для образца			
	без сушки		после сушки	
	в исходном состоянии	после 6 мес. экспонирования	в исходном состоянии	после 6 мес. экспонирования
При межслойном сдвиге				
1	67	72	71	67
2	75	70	72	69
3	79	73	73	65
4	76	72	67	68
5	75	73	71	72
Среднее значение	74±6	72±2	71±3	68±4
При трехточечном изгибе				
1	925	985	1103	1032
2	980	1098	943	974
3	1072	1002	1032	1071
4	879	1040	1035	1095
5	971	1050	1112	1007
Среднее значение	965±97	1035±33	1045±85	1036±61

Как видно из данных табл. 5, разбросы показателей σ_b и σ_s незначительны. Это подтверждает стабильность свойств изученного углепластика. После 6 мес. климатического воздействия предел прочности при изгибе возрос на 7 %, а предел прочности при межслойном сдвиге снизился на 3 %. Эти изменения несут незначительные изменения с учетом погрешности измерений позволяют считать, что прочность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 на начальном этапе климатического старения осталась на исходном уровне.

Завершающей частью данной работы было исследование влияния 6 мес. экспонирования на долговечность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 по алгоритмам

кинетической теории прочности [16]. На рис. 5 представлены силовые зависимости энергии активации разрушения при испытаниях на межслойный сдвиг и продольный изгиб углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии и после 6 мес. экспозиции.

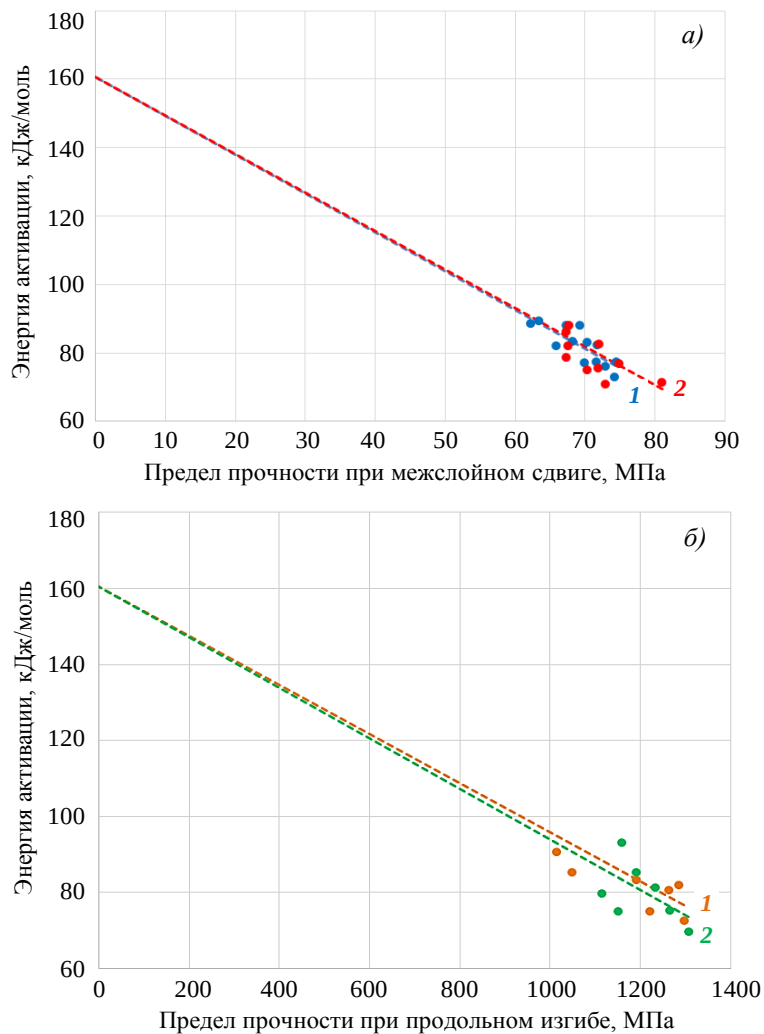


Рис. 5. Силовые зависимости энергии активации разрушения при испытаниях на межслойный сдвиг (а) и продольный изгиб (б) углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 в исходном состоянии (1) и после 6 мес. экспозиции (2)

С учетом силовых зависимостей энергии активации аналогично работе [16] вычислены параметры прочности при межслойном сдвиге P_s и продольном изгибе P_b , а по формуле (3) определена долговечность τ . Выборочные значения этих показателей представлены в табл. 6.

Показано, что долговечность при межслойном сдвиге при температуре 25 °С и постоянно действующей нагрузке $\sigma_s = 32$ МПа в исходном состоянии составляет 18 лет. После 6 мес. экспозиции долговечность образцов, хоть и повысилась до 21 года, но увеличившийся разброс данных, полученных для экспонированных образцов, не позволяет однозначно утверждать, что произошло улучшение свойств.

Долговечность при продольном изгибе при температуре 25 °С и постоянно действующей нагрузке $\sigma_b = 600$ МПа в исходном состоянии составила 25 лет. Однако в случае этого вида нагрузки деструкция поверхности и снижение температуры

стеклования коррелируют с изменением долговечности после 6 мес. экспозиции, что выражается в снижении этого показателя до 17 лет (табл. 6).

Таблица 6

**Параметры прочности и долговечность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200
в исходном состоянии и после 6 мес. натурной экспозиции
по результатам испытаний с разной скоростью нагружения**

Способ испытаний при различных скоростях нагружения	Показатель	Значение показателя для образца	
		в исходном состо- янии без сушки	после 6 мес. экспози- ции без сушки
Межслойный сдвиг	Параметр прочности при межслойном сдвиге P_s , МПа·моль/кДж	0,88±0,001	0,89±0,06
	Долговечность, годы, при 25 °С и $\sigma_s = 32$ МПа	18±0,3	21±7,8
Продольный изгиб	Параметр прочности при продольном изгибе P_b , МПа·моль/кДж	15,5±0,54	15,1±0,08
	Долговечность, годы, при 25 °С и $\sigma_b = 600$ МПа	25±8,9	17±1,2

Таким образом, долговечность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 при межслойном сдвиге и продольном изгибе чувствительна к изменениям структуры и физических свойств под воздействием климатических факторов уже после 6 мес. экспозиции.

Заключения

Для выявления изменений структуры и физических свойств углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 после 6 мес. пребывания в натуральных условиях умеренно теплого климата использованы такие хорошо зарекомендовавшие себя методы, как профилометрия, гравиметрия, термомеханический анализ и динамический механический анализ.

Под воздействием температуры, влажности и солнечного УФ-облучения происходит деструкция поверхности и возрастает размах ее неоднородностей, снижается температура стеклования эпоксидной матрицы ВСЭ-1212, увеличивается влагосодержание и уменьшаются коэффициенты диффузии влаги в направлениях вдоль основы ткани, поперек основы ткани и перпендикулярно плоскости армирования.

После 6 мес. экспонирования стандартные механические показатели (пределы прочности при трехточечном изгибе и межслойном сдвиге) остаются на уровне исходных значений, демонстрируя стабильность материала и низкую чувствительность его прочностных показателей к начальным изменениям структуры и физических свойств.

Однако долговечность углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200, определенная по силовым зависимостям энергии активации при межслойном сдвиге и продольном изгибе, оказалась чувствительной к начальным физико-химическим превращениям.

Полученную информацию можно использовать для достоверного прогнозирования долговечности ПКМ, подвергнутых разнообразным внешним воздействиям.

Данная работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00009, <https://rscf.ru/project/24-19-00009>.

Список источников

1. 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). С. 122–144. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
2. Гуляев И.Н., Сафронов А.М., Сатдинов Р.А. Сравнение онлайн- и офлайн-технологий изготовления препрегов и свойств углепластиков // *Труды ВИАМ*. 2022. № 6 (112). С. 49–57. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-49-57.
3. Старцев В.О., Славин А.В. Стойкость углепластиков и стеклопластиков на основе расплавных связующих к воздействию умеренно холодного и умеренно теплого климата // *Труды ВИАМ*. 2021. № 5 (99). С. 114–126. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-114-126.
4. Велигодский И.М., Коваль Т.В., Гуляев И.Н. Влияние климатических условий на углепластик ВКУ-39 после трех лет натурной экспозиции в восьми климатических зонах // *Труды ВИАМ*. 2023. № 8 (126). С. 113–128. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-113-128.
5. Koval' T.V., Veligodskii I.M., Gromova A.A. Change in the properties of BSR-3m binder in VKU-46 carbon-fiber-reinforced polymer after prolonged climatic aging // *Polymer Science. Series D*. 2023. Vol. 16. P. 687–693. DOI: 10.1134/s1995421223030152.
6. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Старение полимерных композиционных материалов. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 520 с.
7. Afzal A., Bangash M.K., Hafeez A., Shake K. Aging effects on the mechanical performance of carbon fiber-reinforced composites // *International Journal of Polymer Science*. 2023. Vol. 2023. Art. 4379307. DOI: 10.1155/2023/4379307.
8. Ci S., Wang B., Di C. et al. Effect of ultraviolet aging on properties of epoxy resin and Its pultruded fiber-reinforced composite // *Polymers*. 2025. Vol. 17. Art. 294. DOI: 10.3390/polym17030294.
9. 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. P. 14448–14474. DOI: 10.1002/pc.28799.
10. Wang J., Hota G., Liang R., Liu W. Durability and prediction models of fiber-reinforced polymer composites under various environmental conditions: A critical review // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2015. Vol. 35. P. 179–211. DOI: 10.1177/0731684415610920.
11. Liu X., Su Q., Zhu J., Song X. The aging behavior and life prediction of CFRP rods under a hygrothermal environment // *Polymers*. 2023. Vol. 15. Art. 2490. DOI: 10.3390/polym15112490.
12. Bone J.E., Sims G.D., Maxwell A.S. et al. On the relationship between moisture uptake and mechanical property changes in a carbon fibre/epoxy composite // *Journal of Composite Materials*. 2022. Vol. 56. No. 14. P. 2189–2199. DOI: 10.1177/00219983221091465.
13. Shreepannaga A., Vijaya Kini M., 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. Art. 689–696. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.10.084.
14. Zhong Y., Cheng M., Zhang X. et al. Hygrothermal durability of glass and carbon fiber reinforced composites – A comparative study // *Composite Structures*. 2019. Vol. 211. P. 134–143. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.12.034.
15. Karimi S., Anvari A. Predicting natural aging effects on fatigue life of CFRP–aluminum adhesive joints using machine learning and accelerated aging data // *Journal of Adhesion Science and Technology*. 2025. Vol. 39. P. 1602–1623. DOI: 10.1080/01694243.2025.2457372.
16. Петров М.Г., Старцев О.В., Лебедев М.П. Исследование прочности конструкционных углепластиков при растяжении, сжатии и межслойном сдвиге // *Деформация и разрушение материалов*. 2025. № 3. С. 19–27. DOI: 10.31044/1814-4632-2025-3-19-27.
17. Блазнов А.Н., Маркин В.Б., Савин В.Ф. и др. Метод исследования долговечности стеклопластиковой строительной арматуры // *Умные композиты в строительстве*. 2021. Т. 2. С. 32–45. DOI: 10.52957/27821919_2021_3_32.

18. Cha J.Y., Yoon S.B. Determination of shift factor for long-term life prediction of carbon/fiber epoxy composites using the time-temperature superposition principle // *Functional Composites and Structures*. 2022. Vol. 4. Art. 015003. DOI: 10.1088/2631-6331/ac529e.
19. Startsev O.V., Startsev V.O., Kogan A.M., Vardanyan A.M. Changes in the plasticizing effect of moisture during climatic aging of polymer composite materials // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2024. Vol. 2024. P. 413–422. DOI: 10.1134/S0036029524700733.
20. Startsev O.V., Skirta A.A., Startsev V.O., Valevin E.O., Kogan A.M. Ageing of VKU-39 carbon plastic under moderately warm and tropical climate conditions. 1. Changes of strength indicators // *Science. Series D*. 2025. Vol. 178. P. 382–386. DOI: 10.1134/S1995421225700236.
21. Startsev O.V., Skirta A.A., Startsev V.O., Valevin E.O., Kogan A.M. Aging of the VKU-39 carbon plastic under moderately warm and tropical climate conditions. 2. Change in physical properties // *Polymer Science. Series D*. 2025. Vol. 18. P. 387–391. DOI: 10.1134/S1995421225700248.
22. ГОСТ Р ИСО 4287–2014. Геометрические характеристики изделий (GPS). Структура поверхности. Профильный метод. Термины, определения и параметры структуры поверхности. М.: Стандартинформ, 2019. 20 с.
23. Старцев В.О., Лебедев М.П., Фролов А.С. Измерение показателей рельефа поверхности при изучении старения и коррозии материалов. 1. Российские и зарубежные стандарты // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2018. № 6. С. 32–38.
24. Старцев В.О., Валевин Е.О., Гуляев А.И. Влияние старения поверхности полимерных композиционных материалов на их механические свойства // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). С. 64–76. <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
25. ISO 6721-11. Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 11: Glass transition temperature. ISO, 2012. 22 p.
26. ISO 11359-2. Plastics – Thermomechanical analysis (TMA) – Part 2. Determination of coefficient of linear thermal expansion and glass transition temperature. ISO, 1999. 16 p.
27. ГОСТ 32659–2014 (ISO 14130:1997). Композиты полимерные. Методы испытаний. Определение кажущегося предела прочности при межслойном сдвиге методом испытания короткой балки. М.: Стандартинформ, 2014. 16 с.
28. ГОСТ Р 56810–2015. Композиты полимерные. Метод испытания на изгиб плоских образцов. М.: Стандартинформ, 2016. 20 с.
29. Ruiz-Iglesias R., Cappello R., Thomsen O.T., Dulieu-Barton J.M. Estimating the coefficients of thermal expansion of carbon fibre composite materials using infrared thermography // *Composites: Part A*. 2025. Vol. 198. Art. 109094. DOI: 10.1016/j.compositesa.2025.109094.
30. Dong C., Li K., Jiang Y. et al. Evaluation of thermal expansion coefficient of carbon fiber reinforced composites using electronic speckle interferometry // *Optics Express*. 2018. Vol. 26. P. 531–543. DOI: 10.1364/OE.26.000531.
31. Crank J. *The mathematics of diffusion*. Second ed. Oxford: Clarendon press, 1975. 414 p.

References

1. 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), pp. 122–144. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 28, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
2. Gulyaev I.N., Safronov A.M., Satdinov R.A. Comparison online and offline of prepregs manufacturing technologies and properties of carbon fiber plastics. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), pp. 49–57. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 28, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-49-57.
3. Startsev V.O., Slavin A.V. Carbon and glass reinforced polymer based on solventfree binders resistance to the impact of a moderate cold and moderate warm climate. *Trudy VIAM*, 2021, no. 5 (99), pp. 114–126. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 28, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-114-126.

4. Veligodskiy I.M., Koval T.V., Gulyaev I.N. Influence of climatic conditions on CFRP VKU-39 after three year outdoor exposition in eight climatic zones. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), pp. 113–128. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-113-128.
5. Koval' T.V., Veligodskii I.M., Gromova A.A. Change in the properties of BSR-3m binder in VKU-46 carbon-fiber-reinforced polymer after prolonged climatic aging. *Polymer Science. Series D*, 2023, vol. 16, pp. 687–693. DOI: 10.1134/s1995421223030152.
6. Kablov E.N., Startsev V.O., Laptev A.B. *Aging of polymer composite materials*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 520 p.
7. Afzal A., Bangash M.K., Hafeez A., Shake K. Aging effects on the mechanical performance of carbon fiber-reinforced composites. *International Journal of Polymer Science*, 2023, vol. 2023, art. 4379307. DOI: 10.1155/2023/4379307.
8. Ci S., Wang B., Di C. et al. Effect of ultraviolet aging on properties of epoxy resin and its pultruded fiber-reinforced composite. *Polymers*, 2025, vol. 17, art. 294. DOI: 10.3390/polym17030294.
9. 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, pp. 14448–14474. DOI: 10.1002/pc.28799.
10. Wang J., Hota G., Liang R., Liu W. Durability and prediction models of fiber-reinforced polymer composites under various environmental conditions: A critical review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2015, vol. 35, pp. 179–211. DOI: 10.1177/0731684415610920.
11. Liu X., Su Q., Zhu J., Song X. The aging behavior and life prediction of CFRP rods under a hygrothermal environment. *Polymers*, 2023, vol. 15, art. 2490. DOI: 10.3390/polym15112490.
12. Bone J.E., Sims G.D., Maxwell A.S. et al. On the relationship between moisture uptake and mechanical property changes in a carbon fibre/epoxy composite. *Journal of Composite Materials*, 2022, vol. 56, no. 14, pp. 2189–2199. DOI: 10.1177/00219983221091465.
13. Shreepannaga A., Vijaya Kini M., 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, art. 689–696. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.10.084.
14. Zhong Y., Cheng M., Zhang X. et al. Hygrothermal durability of glass and carbon fiber reinforced composites – A comparative study. *Composite Structures*, 2019, vol. 211, pp. 134–143. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.12.034.
15. Karimi S., Anvari A. Predicting natural aging effects on fatigue life of CFRP–aluminum adhesive joints using machine learning and accelerated aging data. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2025, vol. 39, pp. 1602–1623. DOI: 10.1080/01694243.2025.2457372.
16. Petrov M.G., Startsev O.V., Lebedev M.P. Study of the strength of structural carbon fiber reinforced plastics under tension, compression, and interlaminar shear. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2025, no. 3, pp. 19–27. DOI: 10.31044/1814-4632-2025-3-19-27.
17. Blaznov A.N., Markin V.B., Savin V.F. et al. Method for studying the durability of fiberglass construction reinforcement. *Umnye kompozity v stroitelstve*, 2021, vol. 2, pp. 32–45. DOI: 10.52957/27821919_2021_3_32.
18. Cha J.Y., Yoon S.B. Determination of shift factor for long-term life prediction of carbon/fiber epoxy composites using the time-temperature superposition principle. *Functional Composites and Structures*, 2022, vol. 4, art. 015003. DOI: 10.1088/2631-6331/ac529e.
19. Startsev O.V., Startsev V.O., Kogan A.M., Vardanyan A.M. Changes in the plasticizing effect of moisture during climatic aging of polymer composite materials. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2024, vol. 2024, pp. 413–422. DOI: 10.1134/S0036029524700733.
20. Startsev O.V., Skirta A.A., Startsev V.O., Valevin E.O., Kogan A.M. Ageing of VKU-39 carbon plastic under moderately warm and tropical climate conditions. 1. Changes of strength indicators. *Science. Series D*, 2025, vol. 178, pp. 382–386. DOI: 10.1134/S1995421225700236.
21. Startsev O.V., Skirta A.A., Startsev V.O., Valevin E.O., Kogan A.M. Aging of the VKU-39 carbon plastic under moderately warm and tropical climate conditions. 2. Change in physical properties. *Polymer Science. Series D*, 2025, vol. 18, pp. 387–391. DOI: 10.1134/S1995421225700248.

22. State Standard R ISO 4287–2014. *Geometrical product characteristics (GPS). Surface structure. Profile method. Terms, definitions, and parameters of surface structure*. Moscow: Standartinform, 2019, 20 p.
23. Startsev V.O., Lebedev M.P., Frolov A.S. Measurement of surface relief indicators in the study of aging and corrosion of materials. 1. Russian and foreign standards. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2018, no. 6, pp. 32–38.
24. Startsev V.O., Valevin E.O., Gulyaev A.I. The influence of polymer composite materials' surface weathering on its mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), pp. 64–76. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 05, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
25. ISO 6721-11. *Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 11: Glass transition temperature*. ISO, 2012, 22 p.
26. ISO 11359-2. *Plastics – Thermomechanical analysis (TMA) – Part 2. Determination of coefficient of linear thermal expansion and glass transition temperature*. ISO, 1999, 16 p.
27. State Standard 32659–2014 (ISO 14130:1997). *Polymer Composites. Test Methods. Determination of Apparent Interlaminar Shear Strength by the Short Beam Test Method*. Moscow: Standartinform, 2014, 16 p.
28. State Standard R 56810–2015. *Polymer composites. Method of bending test of flat specimens*. Moscow: Standartinform, 2016, 20 p.
29. Ruiz-Iglesias R., Cappello R., Thomsen O.T., Dulieu-Barton J.M. Estimating the coefficients of thermal expansion of carbon fibre composite materials using infrared thermography. *Composites: Part A*, 2025, vol. 198, art. 109094. DOI: 10.1016/j.compositesa.2025.109094.
30. Dong C., Li K., Jiang Y. et al. Evaluation of thermal expansion coefficient of carbon fiber reinforced composites using electronic speckle interferometry. *Optics Express*, 2018, vol. 26, pp. 531–543. DOI: 10.1364/OE.26.000531.
31. Crank J. *The mathematics of diffusion*. Second ed. Oxford: Clarendon press, 1975, 414 p.

Информация об авторах

Старцев Олег Владимирович, ведущий научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Двирная Елена Вячеславовна, инженер-исследователь, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Корниенко Герман Викторович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Oleg V. Startsev, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Elena V. Dvirnaya, Research Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

German V. Kornienko, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.12.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.12.2025.
The article was submitted 03.12.2025; approved and accepted for publication after reviewing 15.12.2025.

Научная статья

УДК 629.7.023.222

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-157-166

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ МОДЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ГИДРОКСИЛСОДЕРЖАЩИХ АКРИЛАТНЫХ СОПОЛИМЕРОВ

А.С. Сердцелюбова¹, П.В. Кондаков¹, С.А. Пономаренко¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследования модельных лакокрасочных композиций на основе экспериментальных гидроксилсодержащих органорастворимых акрилатных сополимеров. Проведена оценка химического состава полимерной матрицы методом газовой хромато-масс-спектрометрии, определены технологические свойства составов, анализ физико-механических и декоративных свойств покрытий на их основе, исследована кинетика их отверждения. Определена возможность применения исследуемых сополимеров в составе лакокрасочных материалов для получения покрытий, эксплуатируемых в условиях открытой атмосферы.

Ключевые слова: защитные покрытия, лакокрасочные материалы, акрилатные сополимеры, акрилатные эмали, акрилуретановые материалы, пленкообразующие, пиролитическая хроматография

Для цитирования: Сердцелюбова А.С., Кондаков П.В., Пономаренко С.А. Исследование свойств лакокрасочных покрытий, полученных на основе модельных композиций гидроксилсодержащих акрилатных сополимеров // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 157–166. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-157-166.

Scientific article

STUDYING THE PROPERTIES OF PAINT AND VARNISH COATINGS BASED OF HYDROXYL-CONTAINING ACRYLATE COPOLYMERS

A.S. Serdtselyubova¹, P.V. Kondakov¹, S.A. Ponomarenko¹

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 model paint and varnish compositions based on experimental hydroxyl-containing organosoluble acrylate copolymers. The chemical composition of the polymer matrix was assessed using gas chromatography-mass spectrometry, was determined the technological properties of the compositions, as well as physical, mechanical and decorative properties of coatings based on them, analyzed kinetics of curing. The possibility of using the studied copolymers in composition of paints and varnishes for obtaining coatings used in atmosphere conditions was determined.

Keywords: protective coatings, paints and varnishes, acrylate copolymers, acrylate enamels, acrylic urethane materials, film-forming, pyrolytic chromatography

For citation: Serdtselyubova A.S., Kondakov P.V., Ponomarenko S.A. Studying the properties of paint and varnish coatings based of hydroxyl-containing acrylate copolymers. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 157–166. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-157-166.

Введение

В связи с интенсификацией выпуска отечественных изделий авиационной техники гражданского и военного назначения совершенствуется и развивается авиационное материаловедение, а вместе с этим и материалы функционального назначения [1–3]. В качестве защитных покрытий для изделий авиационной техники применяют широкий спектр материалов различного химического состава, исходя из области применения той или иной конструкции, а также условий ее эксплуатации и интенсивности воздействующих факторов, таких как абразивный износ, ультрафиолетовое излучение, влажность, рабочие жидкости, ударные нагрузки и влияние коррозионно-активной среды [4, 5].

При создании полимерных защитных покрытий для авиационной техники основополагающим принципом является комплексный подход к разработке состава и технологии его применения в конкретных деталях или конструкциях, обладающих требуемыми свойствами в заданных условиях эксплуатации [6–9].

В настоящее время в условиях нестабильного рынка химической продукции расширение компонентной базы, поиск новых модификаторов и пленкообразующих систем для лакокрасочных материалов (ЛКМ) – актуальные задачи для разработчиков защитных лакокрасочных покрытий (ЛКП).

Весьма востребованным классом пленкообразующих соединений для атмосферостойких защитных ЛКМ, применяемых для окраски внешней поверхности воздушных судов, являются акриловые смолы и их производные – полиакрилатные дисперсии [10]. Эти композиции представляют собой растворы полимеров, получаемые методом радикальной полимеризации акриловых мономеров – реакционноспособных сложных эфиров акриловой или метакриловой кислот. Широкий ассортимент материалов на основе акриловых смол получают путем сополимеризации с неакриловыми мономерами, такими как, например, стирол или малеиновый ангидрид. Сополимеризация акрилатов со стиролом – достаточно частый химический процесс синтеза современных пленкообразующих. По сравнению с акриловыми мономерами стирол имеет низкую стоимость и вместе с тем придает покрытиям повышенную твердость, гидрофобность и химическую стойкость, однако приводит к склонности покрытий к пожелтению и мелению наряду с увеличением хрупкости [11].

Для формирования покрытий из гидроксилсодержащих акриловых смол в условиях комнатной температуры применяют изоцианатные отвердители [12].

Хорошая совместимость с рядом других смол и пластификаторов, а также легкая растворимость во многих растворителях способствовали распространению акриловых смол в качестве пленкообразующей основы при разработке ЛКМ для защитной и декоративной окраски изделий авиационной техники. Так, ранее специалистами ВИАМ синтезированы акриловые сополимеры, на основе которых разработаны лаки марок АК-113, АК-113Ф, АС-16 и АС-82 для окраски внешней поверхности первых реактивных самолетов, а также эмаль марки АС-1115, обладающая повышенной атмосферостойкостью. Сотрудничество с производственным объединением «Оргстекло» привело к разработке гидроксилсодержащего акрилового сополимера, а позднее с его применением была создана эмаль марки АК-1206. Кроме того, известны грунтовки марок АК-069 и АК-070, предназначенные для грунтования собранных изделий перед финишной окраской [13].

В данной работе проведено исследование модельных лакокрасочных композиций на основе экспериментальных гидроксилсодержащих органорастворимых акрилатных сополимеров. Проведен качественный анализ химического состава полимерной матрицы методом газовой хромато-масс-спектрометрии, определены технологические свойства модельных композиций, представлен анализ физико-механических и декоративных свойств покрытий на их основе, исследована кинетика отверждения.

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

Материалы и методы

В качестве объектов исследования выбраны органорастворимые гидроксилсодержащие акрилатные сополимеры, отверждаемые полиизоцианатами. Свойства сополимеров представлены в табл. 1. Химический состав сополимеров неизвестен, поскольку они являются экспериментальными и предоставлены для опробования в технологии изготовления новых ЛКМ. Данные акрилатные сополимеры послужили пленкообразующей основой для получения модельных лакокрасочных композиций, состав которых приведен в табл. 2.

Таблица 1

Свойства гидроксилсодержащих акрилатных сополимеров

Свойства	Значения свойств для образцов сополимеров	
	1	2
Содержание ОН-групп в расчете на 100 % сополимера	2,6	1,8
Содержание нелетучих веществ, % (по массе)	60	61
Условная вязкость по ВЗ-246 с диаметром сопла 6 мм, с	160	175
Цвет по йодометрической шкале, мг J ₂ /100 см ³ (не более)	3	3
Кислотное число, мг КОН/г (среднее значение)	3,5	3,5
Внешний вид	Вязкая прозрачная жидкость	
Растворимость	В ацетатах, кетонах, ароматических углеводородах	

Таблица 2

Состав лакокрасочных композиций

Компонент	Описание
Пленкообразующее	Гидроксилсодержащий акрилатный сополимер
Растворитель	Углеводород ароматического ряда
Дисперсная фаза	Диоксид титана рутильной модификации со средней дисперсностью 15 мкм
Отвердитель	Раствор изоцианата в органическом растворителе с содержанием изоцианатных групп 15,5–17,0 % (по массе)
Катализатор уретанообразования	Оловоорганическое соединение в растворной форме

Для получения композиций выполняли диспергирование смеси с применением автоматизированного оборудования с керамическими мелющими телами при скорости вращения перемешивающего устройства 500–700 об/мин в течение 2 ч.

Перед формированием покрытий в композиции вводили рассчитанное количество отвердителя с учетом стехиометрических соотношений.

Для формирования покрытий композиции разбавляли органическим растворителем до значений рабочей вязкости, отвечающих времени истечения 15–23 с по вискозиметру ВЗ-246 с диаметром сопла 4 мм. Нанесение композиций выполняли методом пневматического распыления на предварительно очищенную и обезжиренную поверхность. Отверждение покрытий проводили при температуре 18–22 °С. Толщина образцов сформированной пленки составила от 20 до 30 мкм.

Исследования покрытий на основе модельных полимерных композиций выполняли с применением следующих методик.

Время высыхания композиций определяли в соответствии с ГОСТ 19007–2023 путем установления времени до достижения ЛКП степени высыхания 3 при воздействии нагрузки массой 200 г.

Для определения времени жизнеспособности в композицию добавляли рассчитанное стехиометрически количество отвердителя с катализатором, доводили до рабочей вязкости, перемешивали, после чего емкость закрывали и оставляли на заданное время при температуре 18–22 °С. Через каждый час проводили оценку рабочей вязкости системы. За время жизнеспособности принимали время, по истечении которого рабочая вязкость системы увеличилась не более чем в 2 раза.

Испытания, имитирующие воздействие погодных условий, проводили в камере ускоренного старения с ультрафиолетовыми лампами мощностью 1,8 кВт в качестве источника света при следующем режиме: облучение лампами при температуре 60 °С с интенсивностью излучения 0,66 Вт/м² в течение 4 ч, конденсация влаги при температуре 50 °С в течение 4 ч. Данный режим повторяли циклично в течение 1000 ч.

Адгезию покрытий к подложке из алюминиевого сплава определяли методом решетчатых надрезов с липкой лентой по ГОСТ 31149–2014.

Оценку внешнего вида ЛКП после экспозиции в камере ускоренного старения проводили посредством измерения цветового различия в соответствии с ГОСТ Р 71216–2024 с помощью портативного спектрофотометра типа Spectro-guide под углом 60 градусов, а также измерения блеска в соответствии с ГОСТ 31975–2017 с помощью портативного блескомера под углом 60 градусов.

Физико-механические свойства определяли с применением следующих стандартов.

Показатель	Нормативный документ
Эластичность при изгибе (ШГ-1)	ГОСТ 6806–2024
Твердость (маятник Б)	ГОСТ 5233–2021
Прочность при ударе (на приборе У-1)	ГОСТ 4765–2024

Качественный анализ химического состава полимерной матрицы сополимеров выполняли методом пиролитической газовой хромато-масс-спектрометрии.

Результаты и обсуждение

При выполнении окрасочных работ важное значение имеют технологические параметры ЛКМ, такие как время высыхания и время жизнеспособности. Данные показатели определяют длительность производственного цикла окраски изделия и вместе с тем косвенно позволяют охарактеризовать интенсивность взаимодействия компонентов ЛКМ. На рис. 1 представлены результаты оценки времени высыхания и времени жизнеспособности лакокрасочных композиций на основе образцов сополимеров 1 и 2.

Установлено, что достижение покрытиями степени высыхания 3 происходит не ранее чем через 48 ч. В связи с этим важно вводить каталитический агент для сокращения этого времени.

Присутствие в сополимерах гидроксильных групп определяет возможность образования сшитой структуры благодаря полимеризационным процессам. Известно, что эффективными катализаторами реакции уретанообразования являются электрофильные реагенты, такие как соединения четырех- и двухвалентного олова [14]. В данном случае применяли раствор дибутилдилаурата олова. Кроме того, с целью установления оптимальной концентрации катализатора в композициях произведена оценка влияния различных дозировок катализатора на сочетание двух технологических показателей: времени высыхания и времени жизнеспособности. Установлено, что введение 4,0–5,0 % (по массе) раствора катализатора в композицию позволяет достичь высыхания ЛКП на уровне 4 ч до степени 3 и обеспечить продолжительность жизнеспособности системы

до 7 ч. В пределах диапазонов концентраций катализатора, приведенных на диаграммах (рис. 1), влияние на технологические показатели модельных композиций является несущественным.

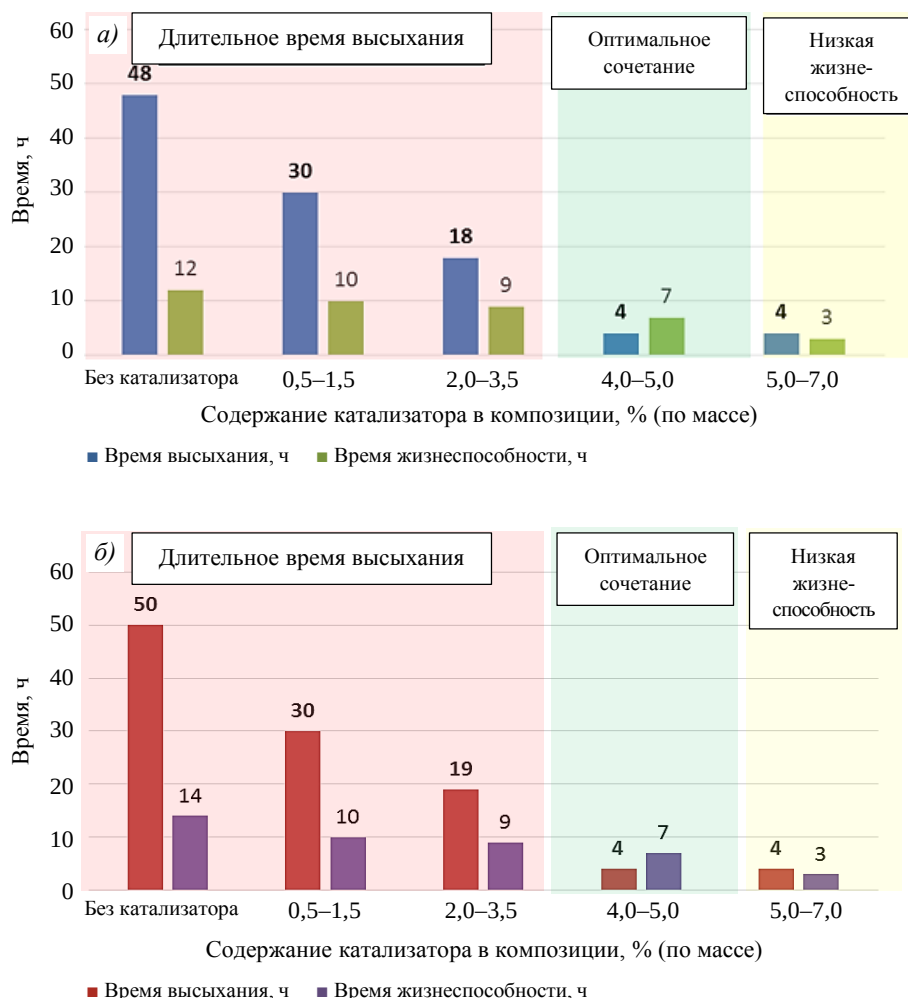


Рис. 1. Оценка времени высыхания и времени жизнеспособности лакокрасочных композиций на основе сополимеров 1 (а) и 2 (б)

Вместе с тем кинетика отверждения покрытий неодинакова. На рис. 2 представлены результаты изменения твердости покрытий на основе лакокрасочных композиций с течением времени. В качестве сравнения приведены данные изменения твердости ЛКП на основе акрилуретановой эмали, серийно применяемой для окраски изделий авиационной техники.

Установлено, что в первые сутки формирования покрытие на основе образца сополимера 1 достигает более высокого значения твердости по сравнению с покрытием, полученным на основе образца сополимера 2.

Обнаруженный эффект удалось объяснить путем оценки химического состава полимерной матрицы образцов сополимеров методом пиролитической газовой хромато-масс-спектрометрии и сопоставлением полученных данных [15, 16]. На рис. 3 представлены пирограммы образцов, полученные методом пиролитической газовой хромато-масс-спектрометрии. В результате анализа установлено, что основными продуктами пиролиза в составе пиролизатов обоих образцов сополимеров являются стирол, ксилол (этилбензол) и бутилен, а также углекислый газ, пропилен и этилен.

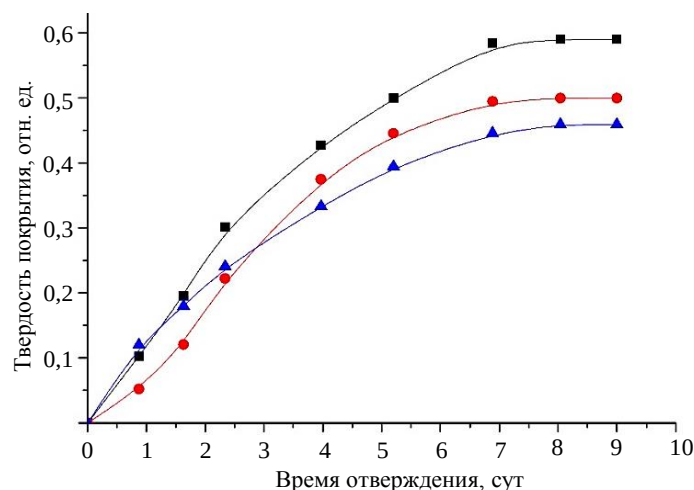


Рис. 2. Кинетика отверждения лакокрасочных покрытий на основе образцов композиций сополимеров 1 (■) и 2 (●) и серийной акрилуретановой эмали (▲)

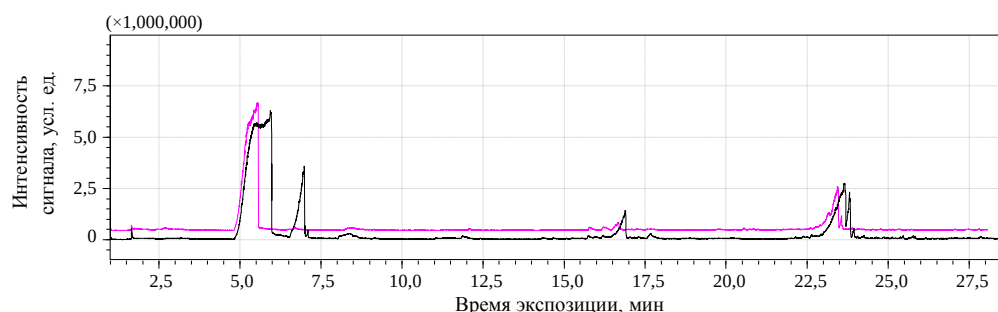


Рис. 3. Пирограммы образцов сополимеров 1 (—) и 2 (—)

Исследование состава пиролизата образца сополимера 1 показывает, что основными соединениями являются стирол, ксилол (этилбензол), бутилакрилат, а также небольшие количества димера (тримера) стирола и продукта взаимодействия бутилакрилата и димера стирола. Кроме того, на пирограмме заметно присутствие соединений с фрагментами метакрилатов – предположительно гидроксипропилметакрилата или гидроксиизопропилметакрилата. В составе пиролизата этого образца среди мономеров наблюдается преобладание стирола и ксилола (этилбензола), несмотря на заметную долю продукта взаимодействия димера стирола с бутилакрилатом, что также позволяет предположить высокую долю стирольных звеньев в составе полимерной матрицы образца – на уровне 80–85 %. Содержание гидроксилсодержащих звеньев оценивается в 1–2 %.

Результаты исследования состава пиролизата позволяют предположить, что образец сополимера 1 является продуктом сополимеризации стирола и бутилакрилата с присутствием звеньев гидроксипропилметакрилата или гидроксиизопропилметакрилата.

На пирограмме образца сополимера 2 присутствуют пики, соответствующие стиролу, ксилолу (этилбензолу), бутилметакрилату, бутилакрилату, а также димерам и тримерам стирола, в том числе продукту взаимодействия бутилакрилата и димера стирола.

При внимательном рассмотрении на пирограмме можно заметить присутствие соединений с фрагментами метакрилатов – предположительно гидроксипропилметакрилата или эфира метакриловой кислоты и олигомера этиленгликоля. Результаты исследования состава пиролизата позволяют предположить, что образец 2 является сополимером на основе стирола и бутилметакрилата с присутствием звеньев гидроксипропилметакрилата или эфира метакриловой кислоты и олигомера этиленгликоля по нескольким пикам с характерической полосой поглощения $m/z = 89$. Преобладание в составе продуктов

пиролиза стирола и ксилола (этилбензола) среди предполагаемых мономеров (несмотря на заметную долю продукта взаимодействия димера стирола с бутилакрилатом по отношению к тримеру стирола) позволяет предположить преимущественное присутствие стирольных звеньев в составе полимерной матрицы образца – на уровне 80–85 %. Содержание гидроксилсодержащих звеньев оценивается в 1–2 %.

Установлено, что образец сополимера 2 представляет собой продукт сополимеризации бутилметакрилата и стирола с добавкой гидроксиэтилметакрилата или эфира метакриловой кислоты и олигомера этиленгликоля с фрагментами бутилакрилата.

Таким образом, с помощью качественного анализа химического состава образцов методом пиролитической газовой хромато-масс-спектрометрии подтверждена акрилатная природа образцов исследуемых сополимеров. Основное их отличие заключается предположительно в составе присутствующих гидроксилсодержащих компонентов: в сополимере 1 – фрагментов гидроксипропилметакрилата или гидроксиизопропилметакрилата, в сополимере 2 – эфира метакриловой кислоты и олигомера этиленгликоля.

Сопоставление полученных результатов позволяет объяснить причину неодинаковых значений твердости покрытий, полученных с применением образцов сополимеров. Известны способы использования сополимеров этиленгликоля с различной степенью полимеризации в качестве пластификаторов полимеров с целью повышения эластических свойств и снижения температуры стеклования [17, 18]. В результате такая модификация позволяет повысить пластичность полимерных звеньев, вместе с тем сохраняя прочностные характеристики. Таким образом, содержание олигомера этиленгликоля в образце сополимера 2 приводит к пониженным значениям твердости покрытия на его основе по сравнению с образцом на основе сополимера 1. Кроме того, проведены испытания физико-механических свойств и адгезии покрытий на основе модельных композиций и серийно применяемой акрилуретановой эмали. В табл. 3 приведены результаты испытаний.

Установлено, что основные физико-механические показатели и адгезия покрытий на основе модельных лакокрасочных композиций находятся на уровне, соответствующем серийно применяемой акрилуретановой эмали.

Таблица 3

Результаты определения физико-механических свойств и адгезии покрытий

Свойства	Значения свойств для композиции на основе		
	образца сополимера		серийной акрилуретановой эмали
	1	2	
Адгезия к алюминиевому сплаву, балл	0	0	0
Прочность при ударе, см	50	50	50
Эластичность при изгибе, мм	1	1	1

Для оценки потенциальной возможности применения исследуемых сополимеров в составе ЛКМ, эксплуатируемых в условиях открытой атмосферы, проведена экспозиция образцов покрытий в камере искусственных погодных условий и последующая оценка изменения цветовых характеристик и снижения блеска. Результаты представлены на рис. 4.

Установлено, что после ускоренных испытаний образцы ЛКП на основе модельных композиций экспериментальных гидроксилсодержащих акрилатных сополимеров характеризуются едва различимым изменением цвета (ΔE – не более 3). Происходит снижение блеска на 20–25 %, вместе с тем по данному показателю ЛКП на основе исследуемых сополимеров превосходят покрытие на основе серийно применяемой эмали.

Полученные данные позволяют сделать заключение о возможности применения экспериментальных сополимеров при разработке и изготовлении ЛКМ. Вместе с тем для дальнейшего исследования свойств покрытий на их основе важно применять другие методы качественного анализа состава пленкообразующих, в том числе метода инфракрасной спектроскопии.

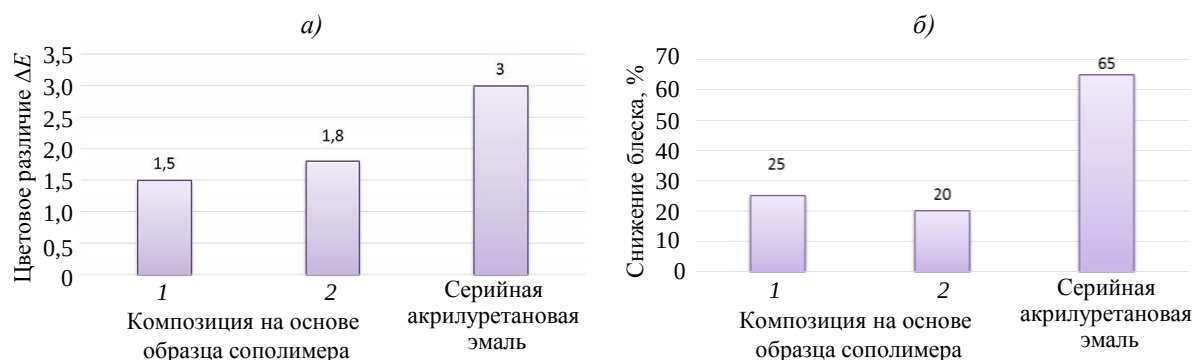


Рис. 4. Изменение цвета (а) и снижение блеска (б) образцов лакокрасочных покрытий после ускоренных испытаний

Заключения

Для достижения оптимального сочетания технологических свойств модельных лакокрасочных композиций на основе экспериментальных гидроксилсодержащих акрилатных сополимеров определена концентрация каталитической системы с 4,0–5,0 % (по массе) раствора катализатора.

Методом пиролитической газовой хромато-масс-спектрометрии исследован химический состав экспериментальных образцов. Ключевым отличием составов образцов является присутствие в образце сополимера 2 олигомера этиленгликоля, который в модельных лакокрасочных композициях проявляет функцию модификатора, повышающего эластические свойства покрытия.

Установлено, что основные физико-механические показатели и адгезия покрытий на основе исследуемых экспериментальных гидроксилсодержащих акрилатных сополимеров находятся на уровне, соответствующем уровню показателей для серийно применяемой акрилуретановой эмали.

Показано, что исследуемые экспериментальные сополимеры могут потенциально применяться в составе ЛКМ для получения покрытий, эксплуатируемых в условиях открытой атмосферы.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
3. Каблов Е.Н. Роль государственных научных центров РФ в обеспечении национальной безопасности страны // Перспективные технологии для систем безопасности. 2023. № 1. С. 4–9.
4. Ерофеев В.Т., Смирнов И.В., Воронов П.В., Афонин В.В., Каблов Е.Н. и др. Исследование стойкости полимерных покрытий в условиях воздействия климатических факторов черноморского побережья // Фундаментальные исследования. 2016. № 11-5. С. 911–924.
5. 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.
6. Горбовец М.А., Николаев Е.В., Старцев В.О. Климатические испытания материалов для Арктики. Часть 1. Требования к материалам // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). С. 180–188. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-180-188.

7. Козлова А.А., Кондрашов Э.К. Влияние молекулярной массы и элементного состава изоцианатов на свойства фторполиуретановых эмалей // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). С. 92–100. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-92-100.
8. Сердцелюбова А.С., Меркулова Ю.И., Загора А.Г., Куршев Е.В. Исследование параметров отверждения и защитной способности системы покрытия типа «база/лак» для окраски внешней поверхности авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 93–104. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-93-104.
9. Горбовец М.А., Николаев Е.В., Старцев В.О. Климатические испытания материалов для Арктики. Часть 2. Требования к испытаниям // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 1 (78). С. 138–147. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-138-147.
10. Абросимова Л.Ф., Шакирова О.Г. Антикоррозионный лакокрасочный материал на основе акриловых сополимеров // *Евразийский Союз Ученых*. 2016. № 1 (22). С. 21–23.
11. Мураткина Е.Е. Акриловые сополимеры в производстве ЛКМ для разметки дорог // *Вестник Казанского технологического университета*. 2009. № 1-2. С. 15–17.
12. Брок Т., Гротеклаус М., Мишке П. Европейское руководство по лакокрасочным материалам и покрытиям / под ред. У. Цорлля. М.: Пейнт-Медиа, 2007. 548 с.
13. Кондрашов Э.К., Семенова Л.В., Кузнецова В.А. и др. Развитие авиационных лакокрасочных материалов // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. № 5. С. 49–55.
14. Швец Н.И., Застрогина О.Б., Минаков В.Т., Матвеева И.А. Влияние карбоксилатов олова на процесс отверждения олигомерного кремнийорганического связующего и свойства трехмерно-армированного материала на его основе // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 2 (41). С. 40–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-40-44.
15. Пономаренко С.А., Шимкин А.А. Хроматографические методы анализа: возможности применения в авиационной промышленности (обзор) // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2017. № 83 (4). С. 5–13.
16. ГОСТ 28614–90 (ИСО 7270-87). Резина. Идентификация полимеров (отдельных полимеров и смесей) методом пиролитической газовой хроматографии. М.: Изд-во стандартов, 1990. 11 с.
17. Шарабанова И.А., Спиридонова Р.Р., Кочнев А.М. Влияние олигомеров этиленгликоля на свойства полиамидэфиров // *Вестник Казанского технологического университета*. 2011. № 23. С. 104–108.
18. Коваленко Л.Г. Модифицирование реакционноспособных олигомеров блокированными изоцианатами // *Пластмассы*. 1986. № 11. С. 34–37.

References

1. Kablov E.N. New Generation Materials and Digital Technologies for Their Processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. The Role of Fundamental Research in the Creation of New Generation Materials. *Reports of the XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
3. Kablov E.N. The Role of State Research Centers of the Russian Federation in Ensuring National Security. *Perspektivnye tekhnologii dlya sistem bezopasnosti*, 2023, no. 1, pp. 4–9.
4. Erofeev V.T., Smirnov I.V., Voronov P.V., Afonin V.V., Kablov E.N. et al. Study of the durability of polymer coatings under the influence of climatic factors of the Black Sea coast. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2016, no. 11-5, pp. 911–924.
5. 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 influence of aggressive factors. *Lakokrasochnyye materialy i ikh primeneniye*, 2016, no. 6, pp. 32–35.

6. Gorbovets M.A., Nikolaev E.V., Startsev V.O. Climate testing of Arctic materials. Part 1. Requirements for materials. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 180–188. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-180-188.
7. Kozlova A.A., Kondrashov E.K. Influence of molecular weight and elemental composition of isocyanates on the properties of fluoropolyurethane enamels. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 92–100. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 17, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-92-100.
8. Serdtselyubova A.S., Merkulova Yu.I., Zagora A.G., Kurshev E.V. Research of film-forming parameters and protective properties of basecoat/clearcoat system. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 93–104. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-93-104.
9. Gorbovets M.A., Nikolaev E.V., Startsev V.O. Climate testing of Arctic materials. Part 2. Test requirements. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 138–147. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-138-147.
10. Abrosimova L.F., Shakirova O.G. Anticorrosive paint and varnish material based on acrylic copolymers. *Evrasiyskiy Soyuz Uchenykh*, 2016, no. 1 (22), pp. 21–23.
11. Muratkina E.E. Acrylic copolymers in the production of paints and varnishes for road markings. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2009, no. 1–2, pp. 15–17.
12. Brock T., Grotteklaus M., Mischke P. *European Paints and Coatings Guide*. Ed. U. Zorrell. Moscow: Paint-Media, 2007, 548 p.
13. Kondrashov E.K., Semenova L.V., Kuznetsova V.A. et al. Development of aviation paints and varnishes. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2012, no. 5, pp. 49–55.
14. Shvets N.I., Zastrogina O.B., Minakov V.T., Matveeva I.A. Influence of tin carboxylates on the process of organosilicic oligomer binder curing and properties of the three-dimensional reinforced material on its base. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 2 (41), pp. 40–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-40-44.
15. Ponomarenko S.A., Shimkin A.A. Chromatographic methods of analysis: application possibilities in the aviation industry (review). *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2017, no. 83 (4), pp. 5–13.
16. State Standard 28614–90 (ISO 7270-87). *Rubber. Identification of polymers (individual polymers and blends) by pyrolytic gas chromatography*. Moscow: Publ. house of standards, 1990, 11 p.
17. Sharabanova I.A., Spiridonova R.R., Kochnev A.M. Effect of ethylene glycol oligomers on the properties of polyamide esters. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2011, no. 23, pp. 104–108.
18. Kovalenko L.G. Modification of reactive oligomers with blocked isocyanates. *Plastmassy*, 1986, no. 11, pp. 34–37.

Информация об авторах

Сердцелюбова Алевтина Сергеевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Кондаков Петр Владимирович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Пономаренко Сергей Александрович, старший научный сотрудник, к.х.н., 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
Petr V. Kondakov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Sergey A. Ponomarenko, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 21.08.2025; получена после доработки 10.10.2025;
 одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.10.2025.
 The article was submitted 21.08.2025; received in revised form 10.10.2025;
 approved and accepted for publication after reviewing 13.10.2025.

Научная статья

УДК 669.255

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-167-182

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА МЕТОДОМ АЭС ИСП

Р.М. Дворецков¹, К.В. Савина¹

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

Аннотация. Предложена методика одновременного определения матричного элемента Со и легирующих элементов (Cr, Ni, W, Si, Mn, Fe, Mo, Ti, Ta, V) в кобальтовых сплавах различного назначения методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой с предварительным микроволновым вскрытием проб. Описана схема растворения проб кобальтовых сплавов разных марок в микроволновой системе разложения за две стадии, обеспечивающая полный переход элементов в раствор. Выбраны свободные от значимых спектральных влияний аналитические линии элементов. Оценены метрологические характеристики методики на основе результатов анализа стандартных образцов.

Ключевые слова: методика анализа, кобальтовые сплавы, микроволновое разложение, растворение сплавов, атомно-эмиссионная спектроскопия с индуктивно связанной плазмой (АЭС ИСП)

Для цитирования: Дворецков Р.М., Савина К.В. Определение легирующих элементов в сплавах на основе кобальта методом АЭС ИСП // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (156). С. 167–182. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-167-182.

Scientific article

DETERMINATION OF ADDITIVE ELEMENTS IN COBALT-BASED ALLOYS BY ICP AES METHOD

R.M. Dvoretzky¹, K.V. Savina¹

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 method is proposed for the simultaneous determination of the matrix element Co and alloying elements (Cr, Ni, W, Si, Mn, Fe, Mo, Ti, Ta, V) in cobalt alloys for various purposes by inductively coupled plasma atomic emission spectrometry with preliminary microwave sample opening. A scheme for dissolving samples of cobalt alloys of different grades in a microwave decomposition system in 2 stages is described, which ensures the complete transition of the elements into solution. Analytical lines of elements free from significant spectral influences are selected. The metrological characteristics of the method are evaluated based on the results of the analysis of reference materials.

Keywords: analysis technique, cobalt alloys, microwave decomposition, dissolution of alloys, atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma (AES ICP)

For citation: Dvoretzky R.M., Savina K.V. Determination of additive elements in cobalt-based alloys by ICP AES method. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (156), pp. 167–182. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-167-182.

Введение

Современные сплавы на основе кобальта широко используются в различных областях жизнедеятельности человека и классифицируются как твердые, жаропрочные, магнитные сплавы на основе кобальта [1–3].

Твердые кобальтовые сплавы типа стеллита (ГОСТ 21449–75) содержат ~(50–60) % (по массе) кобальта, ~30 % (по массе) хрома с добавками ~10 % (по массе) вольфрама и небольшим количеством других элементов (Si, Mn, Ni, Fe, Mo, C), они характеризуются высокими твердостью, износо- и коррозионной стойкостью [4]. Подобные твердые сплавы используют для изготовления режущих и горнобуровых инструментов, а также нанесения износостойких покрытий [5].

Благодаря своим уникальным антикоррозионным и износостойким свойствам кобальтовые сплавы, легированные Cr, Ni, W, Mo, Ti, используются в медицине [6] для изготовления искусственных суставов, соединительных элементов костных систем, имплантатов, каркасов, скобок для сшивания сосудов и наложения швов (ГОСТ 31623–2012, ГОСТ 31624–2012, ГОСТ 31625–2012).

Сплавы, в которых кобальт имеет высокое содержание на уровне элементов основы, хорошо зарекомендовали себя как материалы со стабильными и высокими показателями магнитных свойств [7]. В современной автоматизированной технике и приборах, в том числе в различных гаджетах широко применяются магнитные компоненты и модули. Такие материалы используются также в авиакосмической и ракетостроительной отраслях. Прецизионные магнитные сплавы типа пермендюр, суперпермендюр, викаллой и другие могут содержать до 54 % (по массе) кобальта, железа и никеля, а также легирующие добавки, такие как Al, V, Cr, Mo и W (ГОСТ 10994–74). Сплавы кобальта с большим содержанием редкоземельных металлов [8–10] в данной статье не рассматриваются, анализ подобных материалов методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой (АЭС ИСП) представлен ранее в работе [11].

Кобальт используется как основа для разработки жаропрочных сплавов типа MAR-M, Haynes и др. [12–14]. В таких сплавах жаропрочность связана с образованием тугоплавких карбидов типа Me_7C_3 , Me_6C , Me_2C и $Me_{23}C_6$; типичный представитель – сплав виталлиум. Жаропрочные кобальтовые сплавы, в которых кобальтовая матрица может быть легирована следующими элементами, % (по массе): 3–16 никеля; 20–27 хрома; 5–7 молибдена; 0,4 углерода; ~8 вольфрама; 2–12 железа, – применяются для изготовления лопаток турбореактивных двигателей и деталей, работающих при температурах 800–1100 °C [15].

В настоящее время ведутся разработки новых жаропрочных сплавов на основе кобальта, в том числе для применения их в аддитивных технологиях [16]. Металлопорошковая композиция сплава на основе кобальта марки ВЛК1 уже используется для изготовления и ремонта сложнопрофильных деталей газотурбинных двигателей с использованием аддитивных технологий (ТУ 1-595-6-1701–2017).

Необходимо отметить важное значение материалов на основе кобальта для разнообразной деятельности человека. В названных ранее отраслях науки и техники к применяемым материалам предъявляются высокие требования – и прежде всего по химическому составу [17].

Рассмотрев составы сплавов, описанных в разных научно-технических литературных источниках, можно сделать вывод, что сплавы на основе кобальта – это сложные многоэлементные объекты для химического анализа. Кроме основного элемента Co, в таких сплавах могут содержаться и другие элементы, % (по массе): до 40–50 Ni, Fe; до 30–40 Cr, Mo; до 10 W, V, Ta; от 0,1 до 2–3 Si, Mn, Ti, Zr, а также примесные элементы Al, P, Sb и др., углерод для образования карбидов и газообразующие примеси S, N, O.

Следует отметить, что в нормативных документах на кобальтовые сплавы рекомендовано их химический состав определять по ГОСТ 12344–ГОСТ 12348, ГОСТ 12350, ГОСТ 12352–ГОСТ 12354, ГОСТ 29095, ГОСТ 28473 или другими методами, обеспечивающими требуемую точность. Однако упомянутые методики разработаны для легированных и высоколегированных сталей. В них рассматриваются одноэлементные методы анализа (фотометрия, титриметрия, гравиметрия, потенциометрия, атомная абсорбция), которые довольно длительны и трудоемки [18].

Очевидно, что в настоящее время для аналитического контроля на производстве и входного контроля у потребителей таких сложных многокомпонентных объектов, как кобальтовые сплавы, необходимы современные многоэлементные методы анализа, хорошо автоматизированные, охватывающие широкий диапазон концентраций, имеющие высокую точность и чувствительность [19]. На сегодняшний день в сфере аналитического контроля металлических материалов для одновременного определения содержаний нескольких элементов в исследуемом объекте применяют методы спектрального анализа с разными источниками возбуждения сигнала, в том числе с индуктивно связанной плазмой [20].

Атомно-эмиссионная спектromетрия с индуктивно связанной плазмой обладает возможностью возбуждения и регистрации аналитических сигналов от элементов, входящих в состав сплавов, как на уровне легирующих элементов, так и на уровне примесей, обеспечивая при этом высокую точность определения химического состава [21]. Исключением являются углерод и примеси серы, азота, кислорода. Определение примесей и газообразующих элементов в данной статье не рассматривается. Преимуществами метода АЭС ИСП являются, в том числе, градуировка с использованием стандартных растворов чистых элементов и возможность контроля правильности с использованием модельных растворов при отсутствии соответствующих стандартных образцов [22, 23].

Ранее разработаны методики определения некоторых элементов в никелевых сплавах и сталях методом АЭС ИСП [24, 25], однако возникает вопрос о применимости таких методик для анализа кобальтовых сплавов. Несмотря на схожие химические свойства кобальта, никеля и железа для применения метода АЭС ИСП для анализа кобальтовых сплавов, обеспечения высокой точности результатов и максимального использования преимуществ многоэлементного анализа, важно выбрать способ полного перевода всех элементов из твердых проб в раствор, а также учесть матричные и межэлементные спектральные влияния [26, 27].

Цель данной работы – разработка методики для одновременного определения матричного элемента Со и легирующих элементов (Cr, Ni, W, Si, Mn, Fe, Mo, Ti, Ta, V) в кобальтовых сплавах различного назначения методом АЭС ИСП с использованием микроволновой системы разложения для перевода проб в раствор.

Материалы и методы

Навески по 0,2 г стандартных образцов и рутинных проб в виде металлической стружки (или металлопорошковой композиции) растворяли в смеси кислот в химически инертных полимерных автоклавах системы микроволнового разложения. В качестве реагентов использовали разбавленные дистиллированной водой кислоты HCl, HF и HNO₃ марки ос.ч (особо чистые). Полученные растворы кислот переводили в мерные колбы из полипропилена объемом 100 мл, затем разбавляли в 20 раз так, чтобы конечные анализируемые растворы имели концентрацию 100 мг/л. Определение массовой доли элементов выполняли на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно связанной плазмой в режиме аксиального обзора плазмы. Использовали две системы ввода проб в плазму: стеклянную и инертную к фтористоводородной кислоте.

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

Результаты и обсуждение Подбор схемы растворения

Из научно-технических литературных источников [28, 29] о растворении чистых металлов в кислотах известно, что матричный элемент Co и легирующие элементы Ni, Mn, Fe растворяются в разбавленных азотной или соляной кислотах, при этом концентрированная азотная кислота при определенных условиях либо пассивирует чистые металлы (Ni, Co, Fe), либо очень медленно растворяет, а такой металл, как ванадий, наоборот, растворяется только в концентрированной азотной кислоте; хром пассивируется и разбавленной, и концентрированной азотной кислотой. Тугоплавкие металлы Mo, Ta, W и Ti, а также Si растворяются в смеси фтористоводородной и азотной кислот, при этом титан пассивируется разбавленной азотной кислотой. При разложении проб с Si в присутствии фтористоводородной кислоты велика вероятность образования неустойчивого летучего соединения SiF_4 и, как следствие, потери Si [30].

Необходимо отметить, что входящие в состав кобальтовых сплавов элементы образуют друг с другом твердые растворы и интерметаллидные фазы, а в сплавах с повышенным содержанием углерода образуется большое количество труднорастворимых карбидов типа TiC, SiC, Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 и др., в присутствии W и Mo – двойные карбиды типа (W, Mo) $_6\text{C}$ [31].

На рис. 1 (а, б) представлена структура двух разных кобальтовых сплавов типа стеллита, на рис. 2 (а–д) представлены структура и ЭДС-карты распределения Co, C, Cr и W на участке поверхности шлифа сплава типа В4К. На рисунках видны крупные фазовые образования разного состава, по спектрам – большое количество карбидной фазы и сегрегации вольфрама. Количество таких труднорастворимых компонентов оказывает влияние на химические свойства сплава в целом.

Как показано ранее во введении, составы кобальтовых сплавов могут существенно отличаться по набору элементов, поэтому актуальной является задача по выбору универсального способа перевода в раствор проб исследуемых материалов для их последующего химического анализа. Для увеличения скорости химических реакций и растворения металлов в кислотах целесообразно использовать автоклавы и микроволновую систему разложения (МСР). Автоклавное разложение существенно уменьшает вероятность потери газообразных соединений, сокращает количество используемых кислот, исключает возможность внесения загрязнений и обеспечивает максимальную степень извлечения элементов из пробы [32].

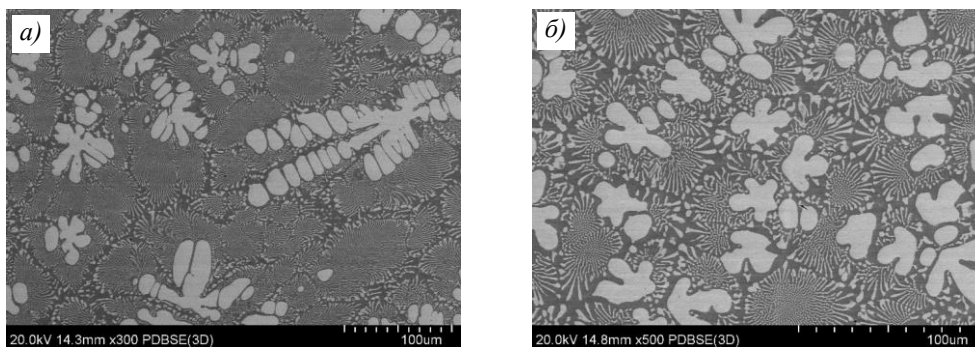


Рис. 1. Микроструктура (а – $\times 300$; б – $\times 500$) кобальтовых сплавов типа стеллита

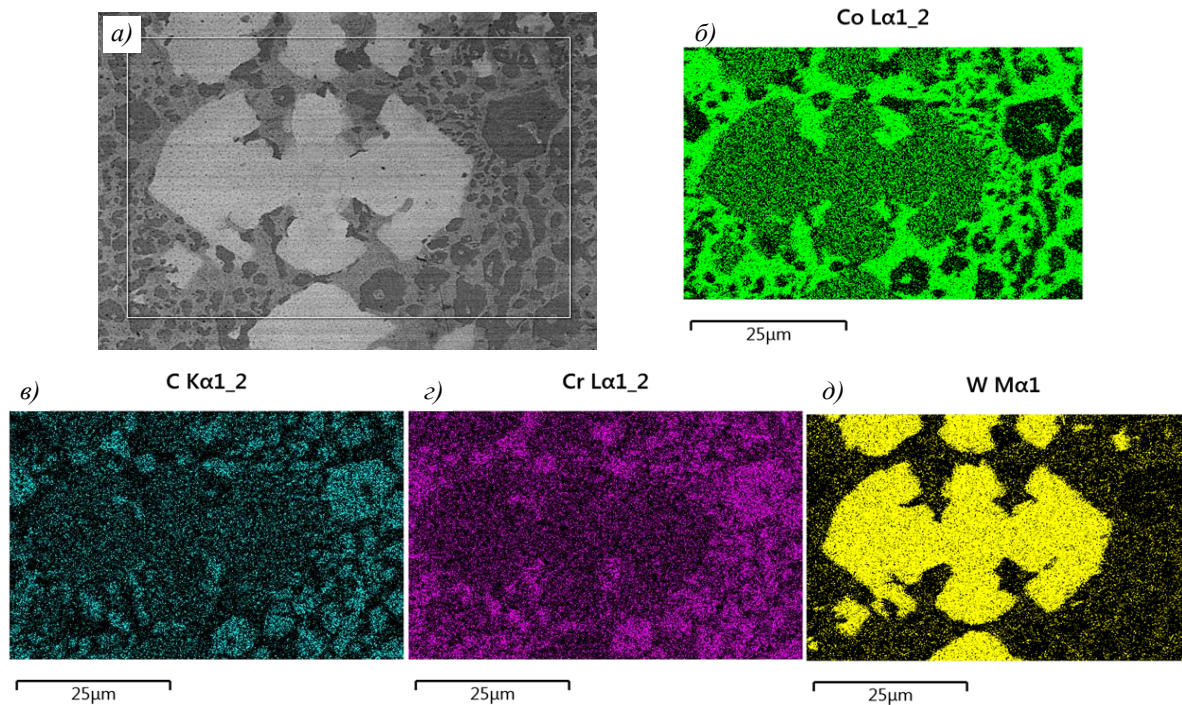


Рис. 2. Микроструктура ($a - \times 1500$) и ЭДС-карты ($b-d$) распределения Co, C, Cr и W в сплаве типа В4К

Для подбора схемы растворения, обеспечивающей полный перевод всех элементов в раствор, проведена серия экспериментов с рутинными пробами кобальтовых сплавов разных марок в виде стружки и металлопорошковой композиции.

Для автоклавного разложения отбирали навески сплавов по 0,2 г. При этом варьировали объем кислот и использовали одну или две стадии растворения: на *первой стадии* минимизировали объем азотной кислоты, чтобы обеспечить растворение хрома; на *второй стадии* увеличивали объем азотной кислоты, чтобы обеспечить растворение остальных элементов. Изменяли также температуру (180, 160, 140 °C), чтобы выбрать минимально необходимые параметры для полного вскрытия проб и при этом уменьшить нагрузку на автоклавы из-за повышенного давления паров кислот. Во всех экспериментах не меняли продолжительность нагрева и выдержки, которые составляли по 20 мин (табл. 1).

Таблица 1

Растворение сплава типа ВЗКЛ при температуре 180 °C

Количество стадий растворения	Условный номер образца	Соотношение реагентов: $H_2O/HCl/HNO_3/HF$ (+ добавка HNO_3)	Степень извлечения элемента, отн. %				
			Co	Cr	Ni	Si	W
Одна стадия	1-1	10/3/1/1	91	88	92	90	94
	1-2	10/3/0/1	99	98	100	95	72
	1-3	5/5/0/1	96	97	98	99	79
	1-4	0/10/0/1	100	98	95	91	73
Две стадии	2-1	10/3/1/1 (+2)	98	92	94	91	93
	2-2	10/3/0/1 (+1)	100	99	99	100	100
	2-3	5/5/0/1 (+1)	99	98	100	99	98
	2-4	0/10/0/1 (+1)	100	100	98	100	99

Из данных, представленных в табл. 1 и на рис. 3, можно предположить, что при растворении образцов стружки сплава типа ВЗКЛ в МСР при температуре 180 °С:

- образец 1-1 растворился не полностью из-за пассивирования Cr азотной кислотой;
- в образцах 1-2, 1-3 и 1-4 не до конца растворился W из-за отсутствия азотной кислоты;
- образец 2-1 растворился не полностью из-за образования оксидной пленки на первой стадии;
- образцы 2-2, 2-3 и 2-4 полностью растворились за две стадии.

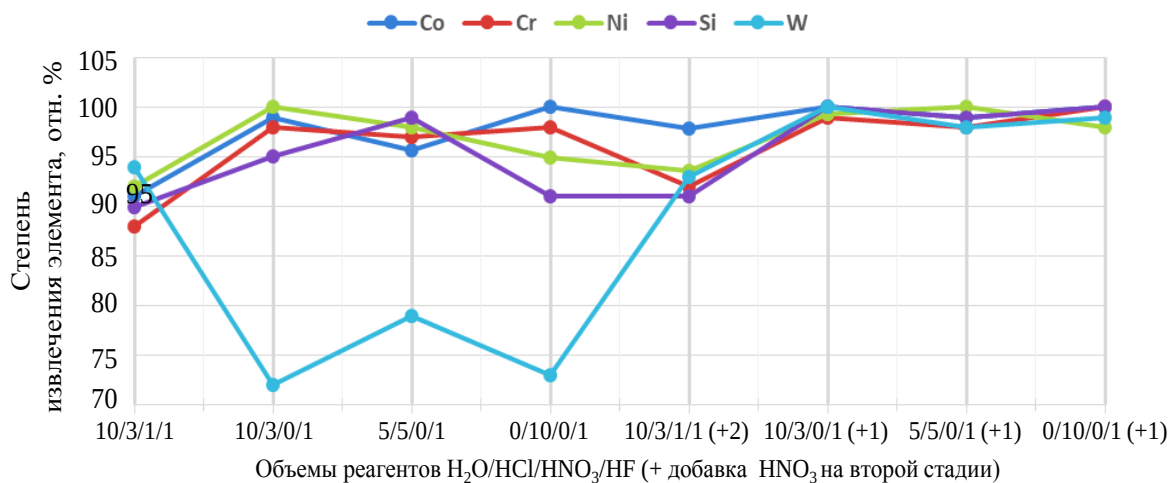


Рис. 3. Растворение сплава типа ВЗКЛ при температуре 180 °С

Аналогично при растворении за одну стадию с азотной кислотой в МСР стружки зарубежного стандартного образца категории CRM (certified reference material) SRM1775 никелевого сплава с большим содержанием кобальта, хрома и молибдена (состав – см. далее в табл. 5) произошла пассивация хрома, при растворении без азотной кислоты – степень извлечения молибдена не более 80 % при указанных ранее продолжительностях нагрева/выдержки и температуре. На рис. 4 (а, б) представлен вид не растворившегося в МСР кусочка стружки сплава 1775 и ЭДС-спектр, где содержание молибдена 96 % (по массе).

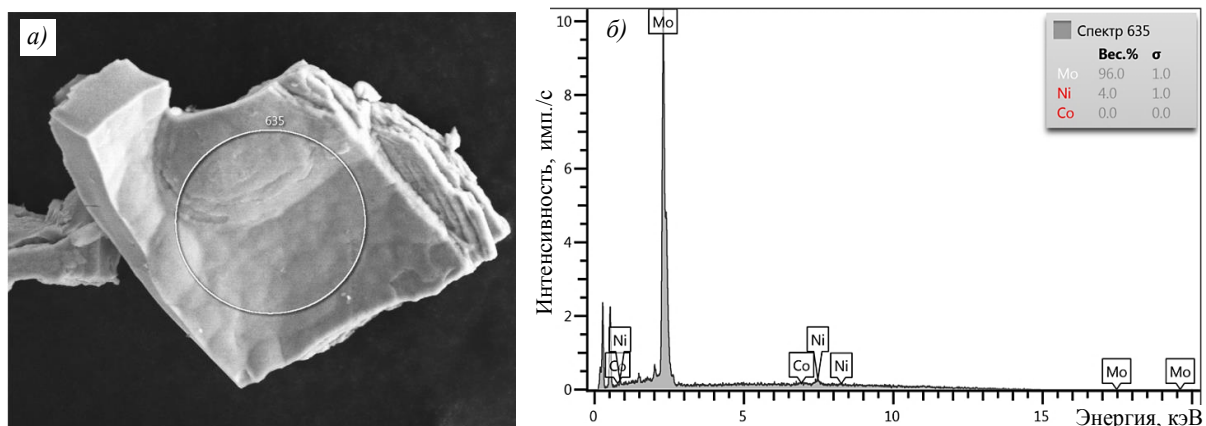


Рис. 4. Структура (×1000) и ЭДС-спектр (б) нерастворившегося кусочка стружки сплава 1775

Из данных, представленных на рис. 5, видно, что при растворении образцов стружки сплава типа В4К в МСР:

– за одну стадию в азотной кислоте произошла пассивация хрома, при растворении без азотной кислоты – степень извлечения вольфрама не более 80 % при указанных ранее продолжительностях нагрева/выдержки при температуре 160 °С, за две стадии образец растворился;

– при указанных ранее продолжительностях нагрева/выдержки при температуре 140 °С образцы растворились не полностью, степень извлечения элементов низкая.

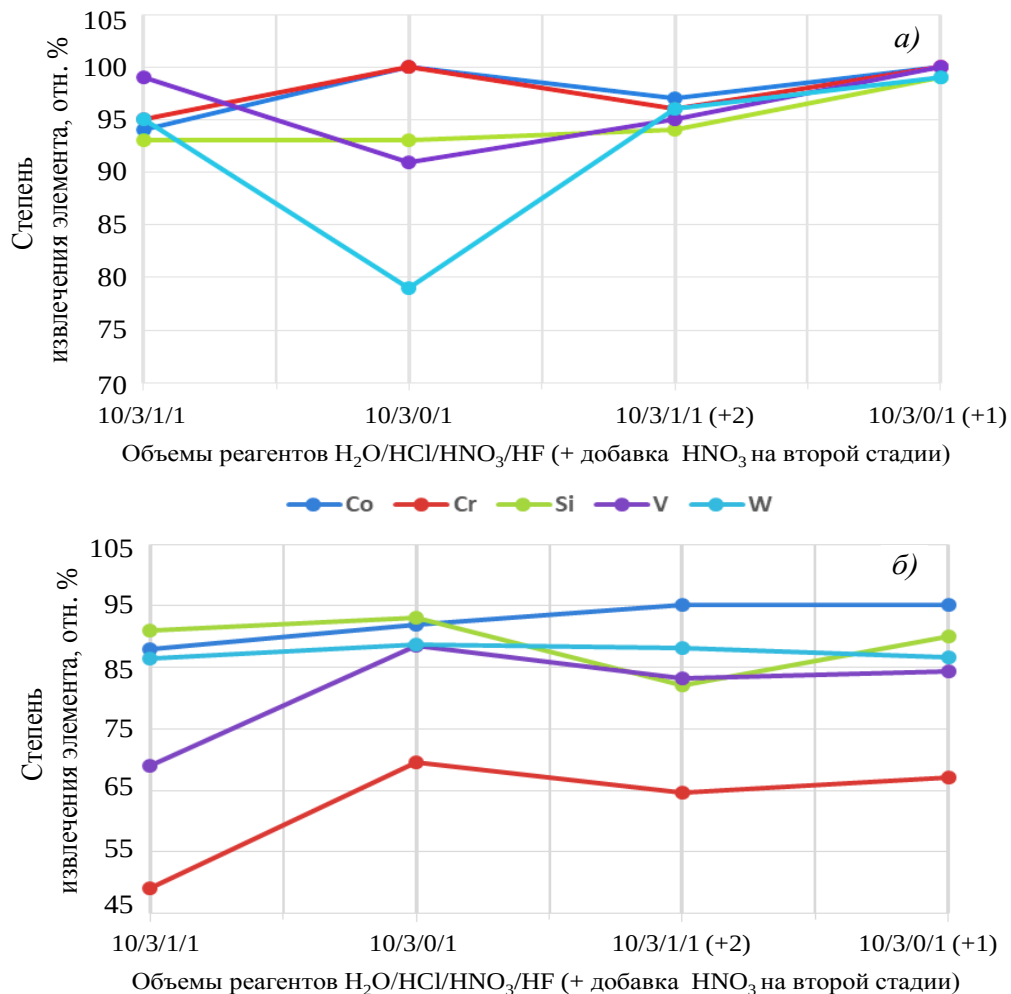


Рис. 5. Растворение сплава типа В4К при температурах 160 (а) и 140 °С (б)

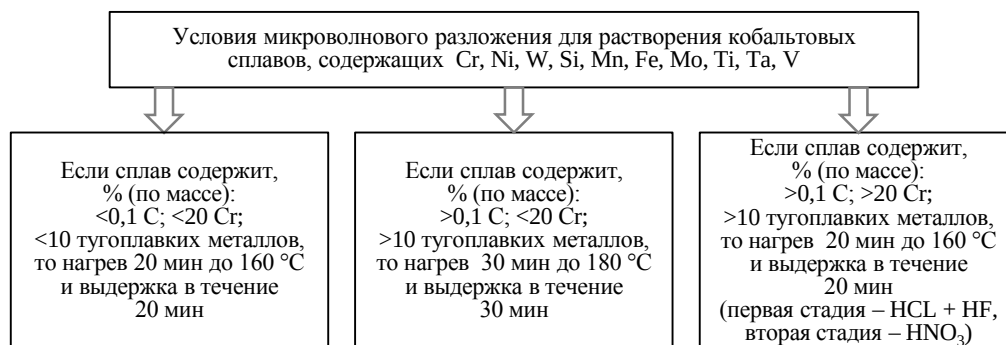


Рис. 6. Схема растворения кобальтовых сплавов

При этом при растворении высокодисперсной металлопорошковой композиции сплава ВЛК1 в МСР при температуре 160 °С за одну стадию образцы полностью растворялись, в отличие от стружки того же сплава.

Таким образом, на основе проведенных исследований растворения образцов кобальтовых сплавов в МСР предложена следующая схема растворения – рис. 6.

Выбор аналитических линий и оценка пределов определения элементов

Для прецизионного определения элементов выбирали спектральные линии с учетом максимального значения интенсивности и отсутствия спектральных помех [33]. Для оценки отсутствия взаимного наложения линий элементов, входящих в состав кобальтовых сплавов, проводили эксперименты с модельными растворами. На предварительно выбранных 10 самых интенсивных длинах волн элементов проводили измерение интенсивности по растворам: А – содержащим исключительно целевые элементы – аналиты с концентрациями 1 мг/л (1 ppm); И – содержащим потенциальные элементы – интерференты, взятые с концентрациями, соответствующими приблизительной максимальной массовой доле этих элементов в кобальтовых сплавах, за исключением соответствующих элементов-аналитов (табл. 2).

Таблица 2

**Состав растворов для выбора аналитических линий с наименьшим
матричным эффектом**

Группа элементов	Состав растворов А		Состав растворов И	
	Элементы-аналиты	Концентрация, мг/л	Элементы-интерференты	Концентрация, мг/л
1	W, Si, Mn, Mo, Ti, Ta, V	1	Co, Cr, Ni, Fe	50
2	Co, Cr, Ni, Fe	1	W, Si, Mn, Mo, Ti, Ta, V	10
3	Ni, Fe	1	Co, Cr	50

Затем сравнивали интенсивности, полученные при измерении растворов А и И, и выбирали спектральные линии с наименьшим матричным эффектом. Для иллюстрации полученных данных на рис. 7 представлен вид некоторых спектров исследуемых линий: Co (а), Cr (б), Ni (в), Fe (г), W (д) и Mo (е).

Для выбранных спектральных линий проведена оценка нижних границ определяемых содержаний или пределов определения элементов по каждой выбранной спектральной линии в растворе кобальта 100 мкг/мл (100 ppm), приготовленного из моноэлементного стандартного раствора Co. Оценку проводили для двух типов распылительных систем: полностью стеклянной и инертной к фтористоводородной кислоте (пластиковые распылитель и распылительная камера и корундовый сердечник горелки). Пределы определения рассчитывали по 3S-критерию (10 параллельных измерений раствора кобальта 100 мкг/мл). Как показано в табл. 3, пределы определения элементов составляют от 0,001 до 0,2 мкг/мл, причем для стеклянного типа распылительной системы предел определения по некоторым элементам отличается в меньшую сторону по сравнению с инертной системой.

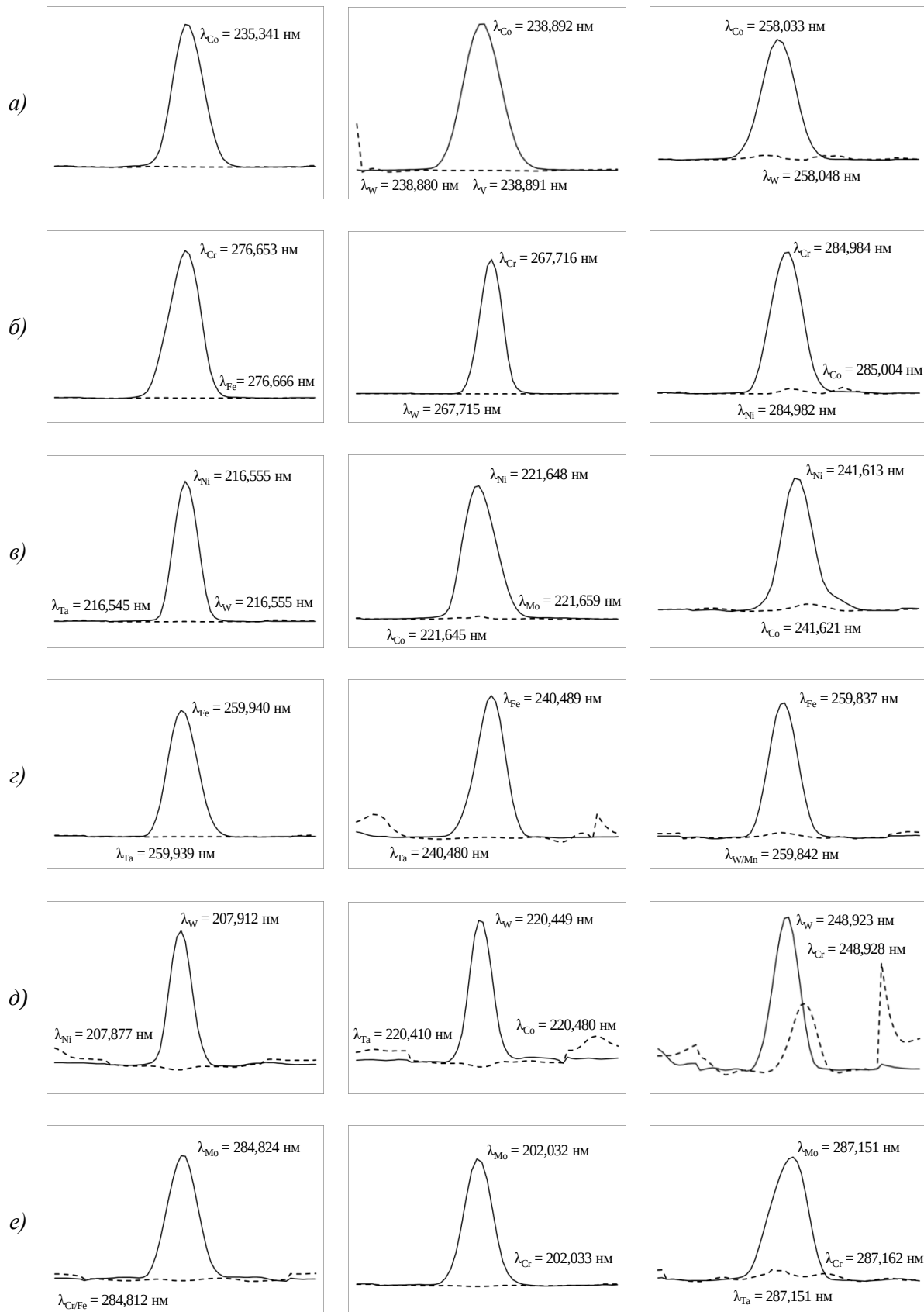


Рис. 7. Вид спектров элементов (аналитов —) и интерферентов (---) вблизи исследуемых спектральных линий: Co (а), Cr (б), Ni (в), Fe (г), W (д) и Mo (е)

Таблица 3

Выбранные аналитические линии и пределы определения элементов

Элемент	Длина волны аналитической линии, нм		Пределы определения на системе, мкг/мл			
			инертной к HF		стеклянной	
Co	235,341	237,863	—	—	—	—
Cr	267,716	276,653	0,009	0,004	0,006	0,004
Ni	216,555	351,505	0,02	0,03	0,02	0,02
Fe	240,489	259,940	0,04	0,04	0,009	0,008
W	207,912	203,000	0,1	0,2	0,07	0,1
Mo	202,032	284,824	0,05	0,01	0,02	0,008
Si	251,432	251,611	0,1	0,03	0,04	0,02
Mn	257,610	293,931	0,001	0,007	0,001	0,004
Ti	324,199	337,280	0,003	0,002	0,002	0,001
Ta	226,230	263,558	0,03	0,02	0,02	0,01
V	292,401	311,837	0,002	0,008	0,001	0,006

**Анализ стандартных образцов
и оценка метрологических характеристик методики**

Суммируя данные о химическом составе разных марок кобальтовых сплавов, полученных из российских и некоторых международных источников (в том числе государственных стандартов, технических справочников, профессиональной документации), можно обозначить приблизительные интервалы содержаний элементов в сплавах, где содержание кобальта либо >50 % (по массе), либо где он является матричным элементом и имеет относительно равные концентрации – например, с никелем и железом (табл. 4).

Таблица 4

**Обобщенные диапазоны содержаний легирующих элементов
в кобальтовых сплавах разных марок**

Граница определяемых содержаний	Содержание элементов, % (по массе)										
	Co	Cr	Ni	W	Si	Mn	Fe	Mo	Ta	Ti	V
Нижняя	30	<0,5	<0,1	<0,02	<0,02	<0,01	<0,3	1	3	<0,1	1
Верхняя	70	35	37	20	3	3	50	11	6	4	14

Поскольку в различных марках кобальтовых сплавов в большом количестве (иногда на уровне матричного элемента Co) присутствуют Ni или Fe, то для оценки метрологических характеристик предложенной методики анализа (АЭС ИСП) в сочетании с микроволновой подготовкой по выбранной схеме растворения использовали, в том числе, стандартные образцы сталей и никелевых сплавов с близкими содержаниями определяемых легирующих элементов, а также стандартные образцы кобальтовых сплавов [34, 35].

Для того чтобы оценить по предложенной методике показатели прецизионности и правильности определения массовой доли каждого элемента в исследуемых диапазонах содержаний, выбраны следующие марки стандартных образцов: 212X 4007, 24xWASP3, BS690A, BS800, BS825E, Co-318, Co-882, Co-884, H14B, IMZ-180, IMZ-187, SRM1775, C26Д, C31Г, C46Д, для которых содержания исследуемых элементов приведены в табл. 5.

Таблица 5

**Содержание элементов в стандартных образцах (минимальное
и максимальное содержание элемента выделено шрифтом)**

Марка стандартного образца	Содержание элементов, % (по массе)										
	Co	Cr	Ni	Fe	W	Mo	Ta	V	Si	Mn	Ti
CRM 212X 4007	–	–	–	1,89	–	–	–	–	2,19	0,96	–
CRM 24x WASP3	13,77	19,76	–	1,20	0,11	3,98	–	–	–	0,65	3,90
CRM BS690A	–	29,50	–	9,08	–	–	–	–	–	–	–
CRM BS800	–	19,90	31,29	46,00	–	–	–	–	0,56	0,79	–
CRM BS825E	–	21,87	39,92	31,45	–	2,74	–	0,05	–	0,51	0,82
СОП Co-318	40,06	19,52	16,01	–	–	7,05	–	–	–	2,09	–
СОП Co-882	–	10,97	20,11	–	7,19	3,04	–	–	–	1,71	1,87
СОП Co-884	–	14,52	16,52	–	5,31	4,97	–	–	0,70	2,51	1,31
ГСО H14B	–	24,35	–	2,16	13,47	1,32	–	–	0,67	–	–
CRM IMZ-180	9,95	7,98	–	–	–	5,93	4,26	–	–	–	1,02
CRM IMZ-187	9,70	8,78	–	–	6,93	1,82	3,79	–	–	–	2,31
CRM SRM1775	33,352	20,47	34,91	0,91	–	9,51	–	–	–	–	0,73
ГСО C26Д	–	3,97	–	–	9,60	–	–	2,33	–	–	–
ГСО C31Г	–	12,26	7,49	–	–	1,28	–	1,42	0,49	–	–
ГСО C46Д	17,16	–	29,27	–	–	–	–	–	–	–	–
Примечание. CRM – сертифицированный стандартный образец (certified reference material); СОП – стандартный образец предприятия; ГСО – государственный стандартный образец.											

Таким образом, проводили расчет метрологических характеристик в интервалах содержаний элементов, приблизительно соответствующих тем, которые приведены в табл. 4.

При этом оценка метрологических характеристик для нижних границ определяемых элементов на уровне примесей (<0,1 % (по массе)) требует расширенного набора статистических данных и дополнительных исследований, что в данной статье авторами не предполагалось.

Стандартные образцы, представленные в табл. 5, применяли для набора статистических данных: разные операторы за разное время измеряли четыре серии по шесть параллельных проб (n) каждого стандартного образца и определяли концентрации элементов. Некоторые данные, полученные, например, при определении хрома в стандартных образцах, приведены в табл. 6.

Таблица 6

Результаты, полученные при определении хрома ($\bar{x}$) в стандартных образцах (СО)

Марка стандартного образца	C_m	Δ_{Cm}	Среднее значение $\bar{x}$ /СКО, %, для номера серии			
	%		1	2	3	4
ГСО C26Д	3,97	0,01	4,05/0,02	4,10/0,06	3,95/0,12	3,88/0,14
СОП Co-882	11,0	0,2	11,4/0,1	11,0/0,2	11,2/0,4	11,0/0,2
СОП Co-318	19,5	0,3	20,0/0,2	20,2/0,4	19,2/0,3	19,2/0,6
CRM BS690A	29,5	0,1	30,3/0,5	29,8/1,0	29,8/1,1	30,6/1,1
Примечание. C_m – аттестованное значение СО; Δ_{Cm} – погрешность (неопределенность) аттестованного значения СО (% – массовые доли; $n = 6$, $P = 0,95$); СКО – среднее квадратичное отклонение.						

Метрологические характеристики методики

Элемент	Значения границ диапазона		Показатель повторяемости	Показатель воспроизводимости	Показатель правильности
	min	max			
Co	9,70	40,1	1	1	3
Cr	3,97	29,5	1	2	3
Ni	7,49	39,9	1	1	2
Fe	0,91	46,0	1	1	2
W	0,11	13,5	1	3	4
Mo	1,28	9,51	1	1	2
Si	0,49	2,19	1	3	4
Mn	0,51	2,51	1	1	2
Ti	0,73	3,90	1	1	2
Ta	3,79	4,26	1	3	4
V	1,42	2,33	1	2	3

Расчет метрологических характеристик по представленной методике проводили в соответствии с нормативным документом РМГ 61–2010. По данным из табл. 6 рассчитывали показатели повторяемости, воспроизводимости (или внутрилабораторной прецизионности) и правильности методики анализа. Результаты оценки метрологических характеристик методики представлены в табл. 7.

Заключения

Разработана методика количественного элементного анализа для одновременно-го определения матричного элемента Co и легирующих элементов (Cr, Ni, W, Si, Mn, Fe, Mo, Ti, Ta, V) в кобальтовых сплавах различных марок методом АЭС ИСП с предварительным микроволновым вскрытием проб. Рассмотрены причины неполного вскрытия проб при различном соотношении реагентов и разной температуре выдержки. Описана схема растворения проб кобальтовых сплавов разных марок в микроволновой системе разложения за одну или две стадии, обеспечивающая полный переход определяемых элементов в раствор. Выбраны аналитические линии элементов, свободные от значимых спектральных наложений и матричного эффекта. Оценены метрологические характеристики методики на основе результатов анализа стандартных образцов кобальтовых сплавов или близких по содержанию некоторых элементов сталей и никелевых сплавов.

Список источников

1. Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В., Герасимов С.А. и др. Справочник по конструкционным материалам. М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2005. 640 с.
2. Сорокин В.Г. Стали и сплавы. Марочник. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 608 с.
3. Росерт Р. Сплавы на кобальтовой основе для наплавки // Автоматическая сварка. 2015. № 5-6 (742). С. 108–113.
4. Усольцев Е.А. Разработка технологии получения износостойких изделий из литых твердых сплавов на основе кобальта: дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2020. 115 с.
5. Свиридов А.В., Евгенов А.Г., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Пайка отечественного износостойкого стеллита В5К на рабочие лопатки ГТД из никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). С. 27–36. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-27-36.

6. Демин Д.В., Чугунов В.А. Современное представление о материалах в имплантологии // Стоматология – наука и практика, перспективы развития: материалы Междунар. науч.-практ. конф. (Волгоград, 24 окт. 2024 г.). Волгоград: Волгоград. гос. мед. ун-т, 2024. С. 56–60.
7. Пискорский В.П., Королев Д.В., Валеев Р.А. и др. Индустрия магнитов – проблемы и достижения // Физика и инженерия постоянных магнитов. М.: ВИАМ, 2018. С. 13–50.
8. Дворецкая Е.В., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Магнетронное напыление оболочки железа и микровключения в микропроводах PrDyFeCoB // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). С. 85–96. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-85-96.
9. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Давыдова Е.А., Бузенков А.В., Валеев Р.А., Моргунов Р.Б., Пискорский В.П. Влияние отжига сплава Pr-Dy-Fe-Co-B на его фазовый состав и свойства спеченных магнитов, изготовленных из него // Металлы. 2018. № 2. С. 28–32.
10. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Пискорский В.П. и др. Магнитные свойства и спиновая динамика многослойных гранулированных гетероструктур CoFeB-SiO_2 // Физика твердого тела. 2016. Т. 58. № 6. С. 1086–1092.
11. Дворецков Р.М., Карачевцев Ф.Н., Исаченко Я.А., Загвоздкина Т.Н. Определение основных и легирующих элементов в термостабильных магнитных материалах системы P3M-Fe-Co-B методом АЭС-ИСП // Труды ВИАМ. 2014. № 11. С. 62–65. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-10-10.
12. Мазалов П.Б., Сухов Д.И., Сульянова Е.А., Мазалов И.С. Жаропрочные сплавы на основе кобальта // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). С. 3–10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-3-10.
13. Свиридов А.В., Евгенов А.Г., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Упрочнение деталей из никелевого жаропрочного сплава методом композиционной пайки с использованием стеллита на основе кобальта B5K // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 3–13. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-3-13.
14. Мазалов И.С., Сухов Д.И., Неруш С.В., Сульянова Е.А. Особенности формирования микроstructures сплавов системы Co-Cr-Ni-W-Ta и их механические свойства // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 4. С. 544–549.
15. Неруш С.В., Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н. и др. Разработка технологии пайки деталей, полученных аддитивными технологиями, из металлопорошковой композиции на основе кобальта // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). С. 18–29. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-18-29.
16. Петрушин Н.В. Кобальтовые сплавы // Большая российская энциклопедия: научно-образовательный портал. URL: <https://bigenc.ru/c/kobal-tovye-splavy-e5fc6e/?v=8286708> (дата обращения: 17.06.2025).
17. Степановских В.В. Метрологическая прослеживаемость результатов определения химического состава металлургических материалов. Практические вопросы // Аналитика. 2024. Т. 14. № 2. С. 184–186. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.2.184.186.
18. Филичкина В.А., Скорская О.Л., Муравьева И.В. Методы и средства аналитического контроля материалов. Химические и физико-химические методы аналитического контроля: учеб. пособие. М.: Изд. дом МИСиС, 2015. 107 с.
19. Карачевцев Ф.Н. Возможности современных методов химико-аналитического анализа сплавов // Современные подходы и тенденции развития структурно-фазовых, химико-аналитических методов анализа: сб. докл. XV Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» (Москва, 10 фев. 2023 г.). М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. С. 34–52.
20. Карпов Ю.А., Барановская В.Б. Роль и возможности аналитического контроля в металлургии // II Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат-2013» (г. Москва, 28 фев. 2013 г.). М.: ВИАМ, 2013. С. 35.

21. Пупышев А.А., Данилова Д.А. Атомно-эмиссионный спектральный анализ с индуктивно связанной плазмой и тлеющим разрядом по Гримму // Аналитика и контроль. 2003. Т. 7. № 1. С. 101.
22. Дворецков Р.М., Уридия З.П., Карачевцев Ф.Н., Загвоздкина Т.Н. Определение химического состава магниевых сплавов методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). С. 88–98. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-88-98.
23. Дворецков Р.М., Карачевцев Ф.Н., Демин С.А. Аналитический контроль химического состава гальванических электролитов никелирования методами АЭС ИСП и МС ИСП // Труды ВИАМ. 2023. № 3 (121). С. 117–131. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-117-131.
24. Шалыгина Л.В., Попкова Г.Н. Определение тантала в сталях методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2023. Т. 89. № 2-2. С. 65–69. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-2-II-65-69.
25. Летов А.Ф. Применение инструментальных методов анализа для определения химического состава новых авиационных материалов // I Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат–2012» (г. Москва, 4–5 дек. 2012 г.). М.: ВИАМ, 2012. С. 10.
26. Золотов Ю.А. Методологические аспекты аналитической химии // Журнал аналитической химии. 2021. Т. 76. № 1. С. 5–19. DOI: 10.31857/S0044450221010175.
27. Дворецков Р.М. Многоэлементный спектральный анализ авиационных жаропрочных никелевых сплавов: дис. ... канд. хим. наук. М., 2019. 211 с.
28. Лидин Р.А., Молочко В.А., Андреева Л.Л. Химические свойства неорганических веществ. М.: Химия, 2000. 480 с.
29. Карпов Ю.А., Савостин А.П. Методы пробоотбора и пробоподготовки. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2003. 243 с.
30. Бок Р. Методы разложения в аналитической химии. М.: Химия, 1984. 432 с.
31. Волченкова В.А., Благовещенский Ю.В., Казенас Е.К. и др. Совершенствование схем анализа материалов на основе карбида вольфрама // Физика и химия обработки материалов. 2024. № 1. С. 65–76. DOI: 10.30791/0015-3214-2024-1-65-76.
32. Черникова И.И., Остроухова У.А., Ермолаева Т.Н. Микроволновая пробоподготовка в анализе ферровольфрама, силикокальция и ферробора методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 2. С. 11–17. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-11-17.
33. Пупышев А.А. Спектральные помехи и их коррекция в атомно-эмиссионном спектральном анализе // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 1–2. С. 15–32. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-1-II-15-32.
34. Степановских В.В., Колпакова Е.К., Хузагалеева Р.К. Аналитический контроль сырья и продукции в металлургии на основе применения сертифицированных стандартных образцов // Аналитика. 2024. Т. 14. № 6. С. 488–491. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.6.488.491.
35. Степановских В.В., Колпакова Е.К., Хузагалеева Р.К. Аналитический контроль материалов черной металлургии на основе применения сертифицированных стандартных образцов, разработанных ЗАО «ИСО» // Стандартные образцы в измерениях и технологиях: тез. докл. VI Междунар. науч. конф. (г. Екатеринбург, 3–6 сент. 2024 г.). Екатеринбург: ВНИИМ им. Д.И. Менделеева, 2024. С. 157–158.

References

1. Arzamasov B.N., Solovieva T.V., Gerasimov S.A. et al. *Handbook of Structural Materials*. Moscow: BMSTU Publ. House, 2005, 640 p.
2. Sorokin V.G. *Steels and Alloys. Brand Book*. Moscow: Internet Engineering, 2001, 608 p.
3. Rosert R. Cobalt-Based Alloys for Surfacing. *Avtomaticheskaya svarka*, 2015, no. 5-6 (742), pp. 108–113.
4. Usoltsev E.A. *Development of Technology for Manufacturing Wear-Resistant Products from Cast Cobalt-Based Hard Alloys*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Ekaterinburg, 2020, 115 p.

5. Sviridov A.V., Evgenov A.G., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Brazing of a native wear-resistant stellite V5K on the working blades of the GTE from nickel super alloys. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 27–36. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-27-36.
6. Demin D.V., Chugunov V.A. Modern understanding of materials in implantology. *Dentistry – science and practice, development prospects*: proc. Int. sci.-pract. conf. (Volgograd, October 24, 2024). Volgograd: VolSMU, 2024, pp. 56–60.
7. Piskorsky V.P., Korolev D.V., Valeev R.A. et al. Magnet industry – problems and achievements. *Physics and engineering of permanent magnets*. Moscow: VIAM, 2018, pp. 3–50.
8. Dvoretzskaya E.V., Korolev D.V., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Koplak O.V., Morgunov R.B. Magnetron sputtering of the iron shell and microinclusions in microwires PrDyFeCoB. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 85–96. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-85-96.
9. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Davydova E.A., Buzenkov A.V., Valeev R.A., Morgunov R.B., Piskorskii V.P. Effect of annealing of Pr–Dy–Fe–Co–B alloy on its phase composition and properties of sintered magnets made from it. *Metally*, 2018, no. 2, pp. 28–32.
10. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Piskorskii V.P. et al. Magnetic properties and spin dynamics of multilayer granular CoFeB–SiO₂ heterostructures. *Fizika tverdogo tela*, 2016, vol. 58, no. 6, pp. 1086–1092.
11. Dvoretzskov R.M., Karachevtsev F.N., Isachenko Ya.A., Zagvozdskina T.N. ICP-AES determination of basic and alloying elements in thermostable magnetic materials of REM–Fe–Co–B system. *Trudy VIAM*, 2014, no. 11, pp. 62–65. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-10-10.
12. Mazalov P.B., Suhov D.I., Sulyanova E.A., Mazalov I.S. Heat-resistant cobalt-based alloys. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), pp. 3–10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 16, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-3-10.
13. Sviridov A.V., Evgenov A.G., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Hardening of nickel superalloy parts by the composite brazing method using cobalt based stellite V5K. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 3–13. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 17, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-3-13.
14. Mazalov I.S., Sukhov D.I., Nerush S.V., Sulyanova E.A. Features of the formation of the microstructure of alloys of the Co–Cr–Ni–W–Ta system and their mechanical properties. *Kristallografiya*, 2019, vol. 64, no. 4, pp. 544–549.
15. Nerush S.V., Sviridov A.V., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A., Tarasov S.A. Development of brazing technology for parts obtained by additive technologies from cobalt based metal powder composition. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 18–29. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 18, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-18-29.
16. Petrushin N.V. Cobalt alloys. *Great Russian Encyclopedia*: scientific and educational portal. Available at: <https://bigenc.ru/c/kobal-tovye-splavy-e5fc6e/?v=8286708> (accessed: June 17, 2025).
17. Stepanovskikh V.V. Metrological traceability of the results of determining the chemical composition of metallurgical materials. Practical issues. *Analitika*, 2024, vol. 14, no. 2, pp. 184–186. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.2.184.186.
18. Filichkina V.A., Skorskaya O.L., Muravyova I.V. *Methods and means of analytical control of materials. Chemical and physicochemical methods of analytical control*: textbook. Moscow: Publishing house MISiS, 2015, 107 p.
19. Karachevtsev F.N. Capabilities of modern methods of chemical-analytical analysis of alloys. *Modern approaches and trends in the development of structural-phase, chemical-analytical methods of analysis*: Reports of the XV All-Rus. Conf. on Testing and Research of Materials Properties «TestMat» (Moscow, February 10, 2023). Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, pp. 34–52.
20. Karpov Yu.A., Baranovskaya V.B. The Role and Possibilities of Analytical Control in Metallurgy. *II All-Rus. Conf. on Testing and Research of Materials Properties «TestMat–2013»* (Moscow, February 28, 2013). Moscow: VIAM, 2013, p. 35.

21. Pupyshv A.A., Danilova D.A. Atomic Emission Spectral Analysis with Inductively Coupled Plasma and Glow Discharge According to Grimm. *Analitika i kontrol*, 2003, vol. 7, no. 1, p. 101.
22. Dvoretsov R.M., Uridia Z.P., Karachevtsev F.N., Zagvozdina T.N. Determination of the chemical composition of magnesium alloys by the atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), pp. 88–98. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-88-98.
23. Dvoretsov R.M., Karachevtsev F.N., Demin S.A. Analytical control of the chemical composition of galvanic electrolytes of nickel plating by the ICP AES and ICP MS methods. *Trudy VIAM*, 2023, no. 3 (121), pp. 117–131. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-117-131.
24. Shalygina L.V., Popkova G.N. Determination of tantalum in steels by inductively coupled plasma atomic emission spectrometry. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2023, vol. 89, no. 2-2, pp. 65–69. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-2-II-65-69.
25. Letov A.F. Application of instrumental methods of analysis to determine the chemical composition of new aviation materials. *I All-Rus. Conf. on Testing and Research of Materials Properties «TestMat–2012»* (Moscow, December 4–5, 2012). Moscow: VIAM, 2012, p. 10.
26. Zolotov Yu.A. Methodological Aspects of Analytical Chemistry. *Zhurnal analiticheskoy khimii*, 2021, vol. 76, no. 1, pp. 5–19. DOI: 10.31857/S0044450221010175.
27. Dvoretsov R.M. *Multielement Spectral Analysis of Aviation Heat-Resistant Nickel Alloys*: thesis, Cand. Sc. (Chem.). Moscow, 2019, 211 p.
28. Lidin R.A., Molochko V.A., Andreeva L.L. *Chemical Properties of Inorganic Substances*. Moscow: Khimiya, 2000, 480 p.
29. Karpov Yu.A., Savostin A.P. *Methods of Sampling and Sample Preparation*. Moscow: BINOM. Laboratoriya znaniy, 2003, 243 p.
30. Bock R. *Decomposition Methods in Analytical Chemistry*. Moscow: Khimiya, 1984, 432 p.
31. Volchenkova V.A., Blagoveshchensky Yu.V., Kazenas E.K. et al. Improving Analysis Schemes for Tungsten Carbide-Based Materials. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2024, no. 1, pp. 65–76. DOI: 10.30791/0015-3214-2024-1-65-76.
32. Chernikova I.I., Ostroukhova U.A., Ermolaeva T.N. Microwave Sample Preparation in the Analysis of Ferrotungsten, Silicocalcium, and Ferroboration by Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometry. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2018, vol. 84, no. 2, pp. 1–17. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-II-1-17.
33. Pupyshv A.A. Spectral interference and its correction in atomic emission spectral analysis. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2019, vol. 85, no. 1–2, pp. 15–32. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-1-II-15-32.
34. Stepanovskikh V.V., Kolpakova E.K., Khuzagaleeva R.K. Analytical control of raw materials and products in metallurgy based on the use of certified reference materials. *Analytika*, 2024, vol. 14, no. 6, pp. 488–491. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.6.488.491.
35. Stepanovskikh V.V., Kolpakova E.K., Khuzagaleeva R.K. Analytical control of ferrous metallurgy materials based on the use of certified reference materials developed by ISO JSC. *Reference materials in measurements and technologies*: report summary of the VI Int. scientific conf. (Ekaterinburg, September 3–6, 2024). Ekaterinburg: VNIIM im. D.I. Mendeleev, 2024, pp. 157–158.

Информация об авторах

Дворецков Роман Михайлович, начальник сектора, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Савина Ксения Владимировна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Roman M. Dvoretsov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ksenia V. Savina, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.08.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.08.2025.
The article was submitted 05.08.2025; approved and accepted for publication after reviewing 11.08.2025.

Научная статья

УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-183-202

ЧИСЛЕННАЯ МОДЕЛЬ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ В УСЛОВИЯХ ИСХОДНОЙ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО С ПОМОЩЬЮ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

П.В. Рыжков¹, М.А. Горбовец¹

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

Аннотация. Разработана численная модель усталостного разрушения никелевого сплава ВЖ159 СЛС, учитывающая шероховатость поверхности и реализующая двух-стадийный подход. Расчетная долговечность при $\Delta\epsilon = 0,5\%$ и эллиптической трещине с отношением $a/b = 2$ составила 7725 циклов при ошибке -19% по сравнению с экспериментом, при $\Delta\epsilon = 0,4\%$ и $a/b = 1$: 23 043 циклов при ошибке -8% . Предложена методика генерации топографии поверхности, основанная на спектральных характеристиках затухания периодических функций.

Ключевые слова: усталость материала, никелевый сплав ВЖ159 СЛС, аддитивное производство, шероховатость поверхности, численное моделирование, параметр SWT, уравнение Париса, метод конечных элементов, микротрещины, модель повреждения

Для цитирования: Рыжков П.В., Горбовец М.А. Численная модель прогнозирования усталостной долговечности в условиях исходной шероховатости поверхности никелевого сплава, полученного с помощью аддитивных технологических процессов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 183–202. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-183-202.

Scientific article

NUMERICAL MODEL FOR PREDICTING FATIGUE LIFE UNDER CONDITIONS OF INITIAL SURFACE ROUGHNESS OF NICKEL ALLOY OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGICAL PROCESSES

P.V. Ryzhkov¹, M.A. Gorbovets¹

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 numerical fatigue damage model for the nickel-based alloy VZh159 SLS was developed, accounting stochastic surface roughness and implementing a two-stage approach. The predicted fatigue life at $\Delta\epsilon = 0.5\%$ and an elliptical crack with a ratio $a/b = 2$ was 7,725 cycles (-19% error) compared to the experiment; at $\Delta\epsilon = 0.4\%$ and $a/b = 1$: 23,043 cycles (-8% error). A method for generating surface topography based on the spectral attenuation of periodic functions is proposed.

Keywords: material fatigue, nickel alloy VZh159 SLS, additive manufacturing, surface roughness, numerical modeling, Smith–Watson–Topper (SWT) parameter, Paris' law, finite element method, microcracks, damage model

For citation: Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A. Numerical model for predicting fatigue life under conditions of initial surface roughness of nickel alloy obtained by additive technological processes. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 183–202. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-183-202.

Введение

Усталостное разрушение признано преобладающей причиной потери структурной целостности несущих изделий аддитивного производства [1, 2]. На основные механические свойства металлического материала – его прочность, пластичность и трещиностойкость при циклическом нагружении – по-разному влияют три основных состояния материала: кристаллическая решетка, микроструктура и дефекты материала [3–6]. Дополнительное влияние на процесс усталостного разрушения оказывают внешняя среда и повышенные температуры, способствующие развитию необратимых структурных изменений. Особое значение имеет состояние поверхности, поскольку зарождение и накопление усталостных повреждений происходит преимущественно в зонах с высокой концентрацией напряжений, характерных для микроструктурных неоднородностей. Как правило, такие условия реализуются в области свободной поверхности изделий, полученных методами аддитивного производства. Для оценки влияния состояния поверхности обычно применяется поправочный коэффициент, оценивающий отношение усталостной долговечности полированных образцов и образцов с исходной шероховатостью. Значение предела выносливости обычно берется на базе испытания 10^6 циклов [7]. В процессе циклического нагружения на данной долговечности в поверхностных слоях материала первоначально протекает процесс накопления необратимой повреждаемости, а при достижении некоторого критического уровня плотности дефектов возникает начальная поверхность трещины, или зона очага разрушения. Применительно к никелевым сплавам аддитивного производства при данной долговечности часто образуется один очаг разрушения в условиях полировки поверхности [8].

Несколько исследований были направлены на получение выражений поверхностного коэффициента на основе экспериментальных данных по усталости. В 1946 г. авторы фундаментальной работы [9] собрали обширный набор данных по пределу выносливости сталей при различных значениях твердости и состоянии поверхности. Эти результаты широко применялись и способствовали разработке эмпирических формул для сталей, подвергнутых различным видам механической обработки. В 1962 г. автор работы [10] представил диаграмму, связывающую поправочный коэффициент как с характеристиками поверхности, так и с пределом прочности при растяжении для обработанных и шлифованных стальных поверхностей. Отмечено, что влияние шероховатости поверхности становится более выраженным при высоких значениях предела прочности и средней шероховатости поверхности. Стандартизированное определение поправочного коэффициента было позднее опубликовано в 1994 г. в руководстве FKM [11]. В последующих исследованиях изучена взаимосвязь между шероховатостью поверхности и усталостной долговечностью. В 2003 г. в работе [12] исследовали изменение предела выносливости высокопрочных сталей при различной шероховатости поверхности, проводя испытания на усталость при изгибе с кручением. На основании экспериментальных данных авторы работы [13] пришли к выводу, что шероховатость поверхности оказывает более выраженное влияние на зарождение трещин, чем на их распространение. Хотя эти исследования дают результат в первом приближении, полученные эмпирические модели зачастую оказываются слишком консервативными или ограниченными для применения [14]. В последующих исследованиях проанализировано совокупное влияние качества обработки поверхности и твердости на усталостное поведение стальных поковок, что позволило внести ряд уточнений по сравнению с ранее предложенными моделями [15]. Отмечено также, что используемый набор данных ограничивается максимальной твердостью 33 HRC [16].

Все вышеперечисленные исследования применимы в основном к сталям. В отличие от них авторы работы [17] сообщили, что шероховатость поверхности оказывает минимальное влияние на усталостную долговечность титановых сплавов. Кроме того,

с ростом использования металлов, полученных с помощью аддитивных технологий, проведено множество экспериментальных исследований, в которых шероховатость поверхности является ключевым фактором усталостного поведения этих материалов [18–20].

В ряде исследований шероховатость поверхности моделируется как последовательность микроскопических надрезов. Изначально в 1961 г. на основе принципов механики разрушения введен коэффициент концентрации напряжений [21]. Однако известно, что данный коэффициент дает чрезмерно консервативные оценки для материала, поэтому он был модифицирован с использованием полуэмпирических выражений [22]. Этот подход применялся в рамках полуаналитических моделей, а также в сочетании с методом конечных элементов для анализа измеренной топографии поверхности [23]. Тем не менее, несмотря на высокую точность при определении значений коэффициента концентрации напряжений, надежность оценки его влияния на усталость основана на эмпирических приближениях, которые не учитывают широкое разнообразие типов обработки поверхности и материалов, подверженных данному явлению.

В 1983 г. предложена модель для прогнозирования значений предела выносливости деталей с малыми дефектами, основанная на их геометрических параметрах [24]. Несмотря на ограничения, эта модель успешно применена для анализа влияния шероховатости поверхности на усталостные характеристики [25].

Альтернатива этим полуаналитическим методикам – модель непрерывного повреждения (Continuum Damage Model – CDM) [26], совмещенная с топологическим представлением микроструктуры материала. Подобные модели широко применяются для прогноза зарождения и распространения трещин. Ключевой аспект численного анализа шероховатости поверхности – создание сетки, точно воспроизводящей топологию поверхности, которая по своей природе является стохастической. В научно-технической литературе предложено несколько подходов. В самом простом методе используется синусоидальный профиль, но при этом требуются реальные измерения шероховатости поверхности для обеспечения необходимой точности [27]. Некоторые исследователи применяли оптические профилометры, например интерферометр белого света [28]. Однако этот метод ограничен небольшим количеством образцов и не учитывает стохастический характер шероховатости. Альтернативный метод предполагает генерацию микроструктур с помощью диаграмм Вороного [29], где случайным образом создаваемые элементы сетки определяют профиль шероховатости. Однако такой подход не учитывает реальную топологию поверхности и в значительной степени зависит от усредненных параметров шероховатости. В таких случаях более информативными оказываются другие количественные характеристики, например среднеквадратическая высота профиля шероховатости [30].

В этом контексте основная цель данной работы – разработать новую численную модель, способную описывать влияние шероховатости поверхности в области малоциклового усталости. Предложенная модель основана на двух стадиях зарождения и распространения повреждений образца никелевого сплава с исходной шероховатостью. Новизна данной работы заключается в интеграции метода оценки усталости и моделирования шероховатости в единую численную модель, позволяющую прямо и количественно анализировать взаимосвязь между топографией поверхности, свойствами материала и усталостной долговечностью. Это дает новое представление о том, насколько снижаются характеристики малоциклового усталости в зависимости от шероховатости поверхности и свойств материала, без необходимости проводить обширные и дорогостоящие эксперименты.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [31].

Материалы и методы

Для оценки усталостной долговечности и развития повреждений выбранный никелевый сплав аддитивного производства по химическому составу полностью идентичен жаропрочному сплаву марки ВЖ159, полученному селективным лазерным сплавлением (СЛС) [32].

Из заготовок сплава в потоке аргона получали порошок расплава. Фракционный состав порошка – частицы размером от 10 до 63 мкм. Процесс СЛС проводили в среде азота. Полученные заготовки образцов подвергали полной термической обработке: закалке и двухступенчатому старению по стандартным режимам. Подробнее о формировании фазового состава никелевых сплавов аддитивного производства и морфологии упрочняющей фазы изложено в работах [33, 34].

Значения усталостной долговечности получены на динамической сервогидравлической испытательной машине при повышенной температуре (650 °С), частоте 1 Гц и контроле амплитуды полной деформации (упругой и пластической) синусоидального отнулевого цикла ($R_e = 0$). Испытаны цилиндрические образцы сплошного и тонкостенного сечения в режиме малоциклового нагружения. Для получения полной кинетической диаграммы усталостного разрушения испытаны компактные образцы в соответствии с требованиями стандарта ASTM E647. Терминология и особенности режимов циклического нагружения изложены в работах [35, 36].

Моделирование упругопластического поведения, расчет коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) и профиля шероховатости производили в автоматической среде вычислений методом конечных элементов [37].

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

Результаты и обсуждение

Моделирование шероховатости

Шероховатость представляет собой пространственно-частотный отклик поверхности, который может быть описан суммой тригонометрических функций, что аналогично методу разложения в ряд Фурье [38]. Каждый член такой суммы представляет собой определенную частоту колебаний в пространстве.

Поверхность с шероховатостью можно задать в виде суммы гармонических составляющих:

$$f(x, y) = \sum_{m, n} a(m, n) \cos(2\pi(mx, ny) + \varphi(m, n)),$$

где $f(x, y)$ – функция профиля поверхности, описывающая высоту шероховатости в точке с координатами (x, y) ; m, n – целые числа, определяющие дискретные пространственные частоты по осям X и Y (принимают как положительные, так и отрицательные значения с равной вероятностью); $\cos(\dots)$ – гармоническая функция, задающая периодический характер шероховатости; $2\pi(mx + ny)$ – аргумент гармонической функции, соответствующий пространственному положению; $\varphi(m, n)$ – случайный фазовый угол, равномерно распределенный в диапазоне $[-\pi, \pi]$ и обеспечивающий случайный характер распределения неровностей; $a(m, n)$ – амплитуда гармонической компоненты, зависящая от пространственных частот.

Амплитуда $a(m, n)$ задается как произведение случайного коэффициента и спектральной весовой функции:

$$a(m, n) = g(m, n)h(m, n),$$

где $g(m, n)$ – случайный коэффициент, подчиняющийся нормальному распределению и отвечающий за случайность амплитуд; $h(m, n)$ – функция спектрального затухания, задающая зависимость амплитуды от пространственной частоты.

Функция $h(m, n)$ определяется степенным законом:

$$h(m, n) \propto \frac{1}{(m^2 + n^2)^{\beta/2}},$$

где β – показатель спектра дискретных частот, характеризующий скорость затухания высокочастотных компонент (при больших значениях β высокочастотные колебания затухают быстрее, поверхность становится более гладкой).

Функция $g(m, n)$ генерирует псевдослучайные числа с нормальным распределением и может принимать один или несколько аргументов для имитации псевдослучайных чисел. Входные параметры моделирования: медиана, среднеквадратическое отклонение (СКО) и номер инициализации.

Функция $\phi(m, n)$ генерирует псевдослучайные числа с равномерным распределением и может принимать один или несколько аргументов для имитации псевдослучайных чисел. Входные параметры моделирования: медиана, размах и номер инициализации.

Рассмотрим на примере создания случайной поверхности входные параметры моделирования:

– сформируем выборку псевдослучайных чисел с нормальным распределением $g(m, n)$, двумя аргументами (m, n) с медианой 0, СКО 0,5 и номером инициализации 22 (рис. 1);

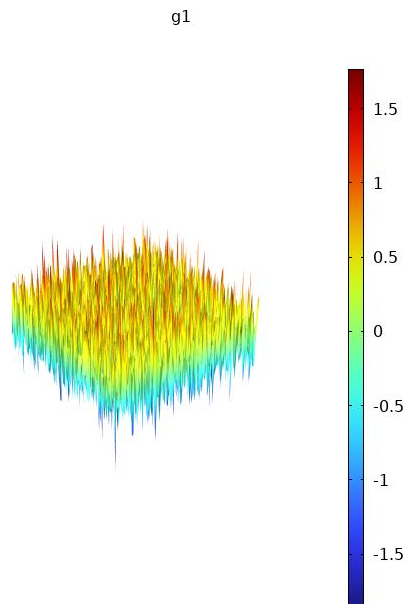


Рис. 1. Генерация псевдослучайных чисел в виде нормального распределения $g(m, n)$

– сформируем выборку псевдослучайных чисел с равномерным распределением $\phi(m, n)$, двумя аргументами (m, n) с медианой 0, размахом $\pi/2$ и номером инициализации 65 (рис. 2);

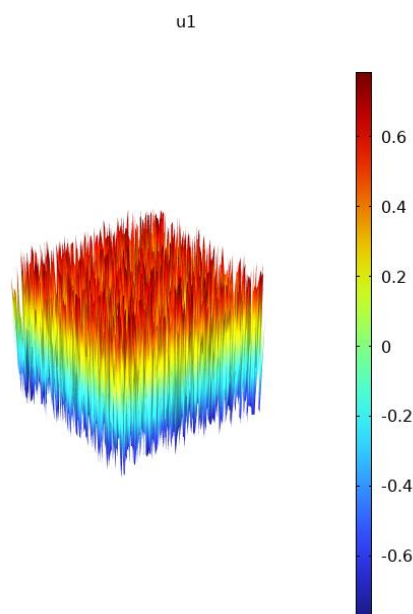


Рис. 2. Генерация псевдослучайных чисел в виде равномерного распределения $\phi(m, n)$

– с использованием значения спектрального показателя $\beta = 1,4$ сформируем случайную поверхность на блоке размером 2×2 мм с линейным параметром масштаба $A = 0,004$ (рис. 3).

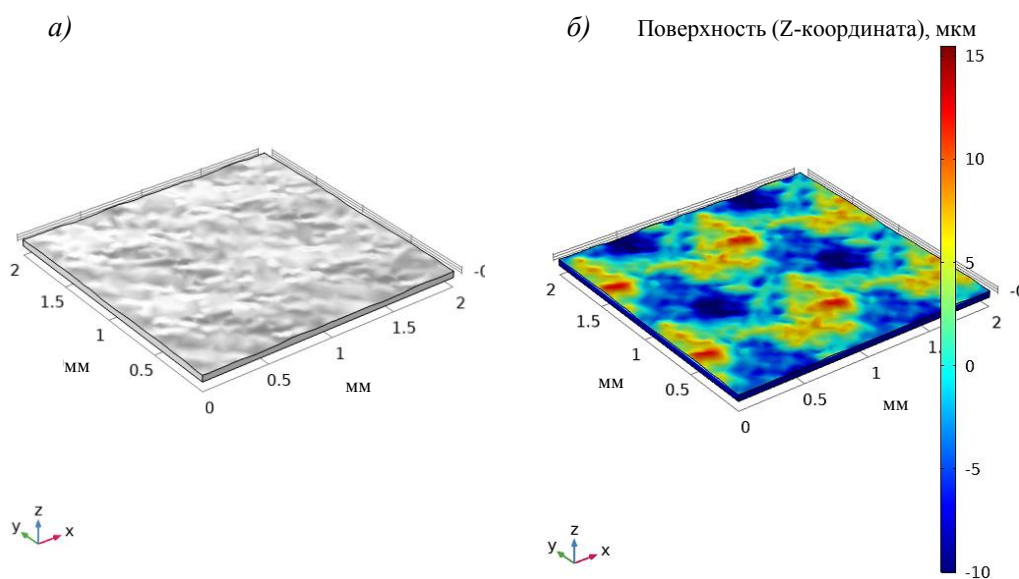


Рис. 3. Случайная поверхность: *a* – геометрический вид; *б* – высотный профиль

Аналогично моделируется случайная кривая – профиль шероховатости.

Двухстадийная модель накопления повреждений

Совокупность универсальных механизмов, лежащих в основе кинетической диаграммы усталостного разрушения, а также установленные фактографические признаки позволили разработать расчетные модели оценки долговечности для каждой стадии развития трещины.

Первая стадия – инициирование усталостной трещины, которое рассчитывается на основе энергетического критерия Смита–Уотсона–Топпера (параметра SWT) с учетом одновременного воздействия нормальных и касательных напряжений в зоне зарождения трещины (рис. 4).

Вторая стадия – распространение усталостной трещины, которое моделируется методом интегрирования линейного участка кинетической диаграммы скорости роста трещины усталости, основанной на зависимости «скорость роста трещины усталости–амплитуда коэффициента интенсивности напряжений».

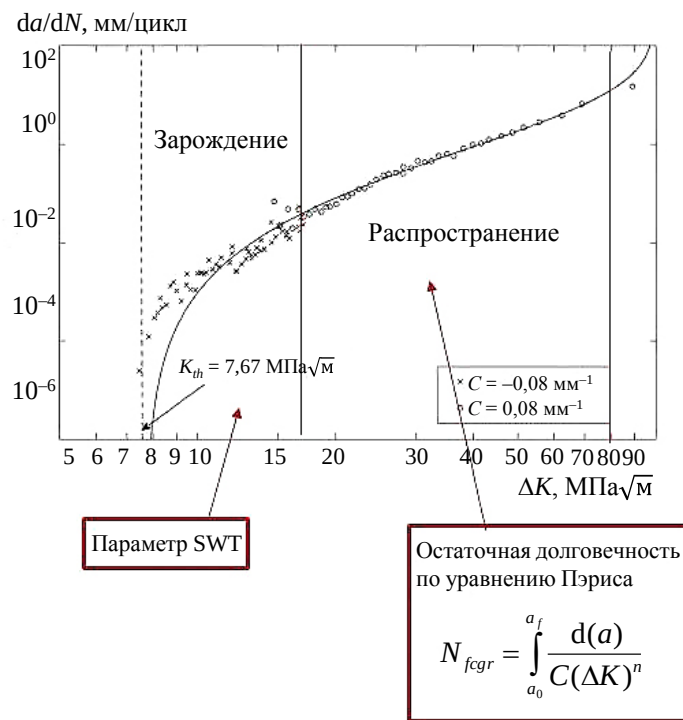


Рис. 4. Представление усталостного разрушения в виде двух стадий

Критерий SWT представляет собой произведение максимального растягивающего напряжения ($\sigma_{\max}$) и размаха деформации ($\Delta\varepsilon$):

$$\sigma_{\max} \cdot \Delta\varepsilon = \frac{\sigma_f^2}{E} N^{2b} + \varepsilon_f \sigma_f N^{b+c},$$

где N – число циклов до разрушения; E – модуль упругости; σ_f , ε_f – коэффициенты усталостной долговечности и пластичности; b , c – показатели усталостной долговечности и пластичности.

Необходимые константы материала найдены из уравнения Мэнсона–Коффина [39] и приведены в табл. 1.

Таблица 1

Определенные параметры уравнения Мэнсона–Коффина

Температура испытания, °С	σ_f , МПа	b	ε_f	c
650	1148	–0,097	6,75	–1,068

Напряженно-деформированное состояние тонкостенного образца получим на осесимметричной модели четверти образца (рис. 5) ввиду его осевой и центральной симметрии с граничными условиями, соответствующими эксперименту по одноосному циклическому «растяжению–сжатию» при контролируемой деформации. Преобразование граничных условий прямоугольной системы координат в осесимметричную подробно изложено в источнике [37]. В качестве модели материала принята модель линейно-упругого материала с определяющими соотношениями пластичности, которые включают комбинацию изотропного и кинематического упрочнения [40]. В табл. 2 приведены входные параметры модели материала.

Таблица 2

Входные параметры модели материала

E , ГПа	σ_{y0} , МПа	σ_{sat} , МПа	β	C_k , МПа	γ_k
163	490	20,11	54,811	57261	197,201
Примечание. E – модуль упругости; σ_{y0} – начальное напряжение пластического течения; σ_{sat} – коэффициент изотропного упрочнения; β – показатель изотропного упрочнения; C_k – коэффициент кинематического упрочнения; γ_k – показатель кинематического упрочнения.					

В качестве функции нагружения в модели принята функция треугольника с пиковыми значениями деформации, которые соответствуют контролируемым значениям из эксперимента. Размах перемещения грани B вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации ε_z в точке A (рис. 5). Для расчета долговечности необходимы как минимум два последовательных блока нагружения. При первом блоке определяется начальное условие напряженно-деформированного состояния, которое затем переопределяется на втором блоке для оценки усталости.

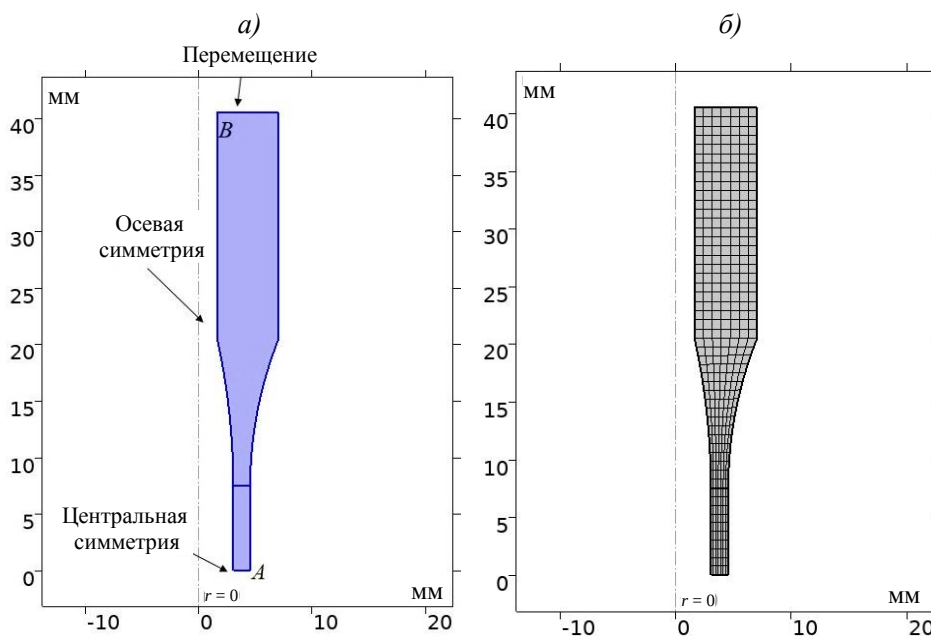


Рис. 5. Осесимметричная модель тонкостенного образца: a – граничные условия; b – сеточное разбиение

При замене гладкой поверхности тонкостенного образца воспользуемся профилем шероховатости, полученным по результатам моделирования (рис. 6).

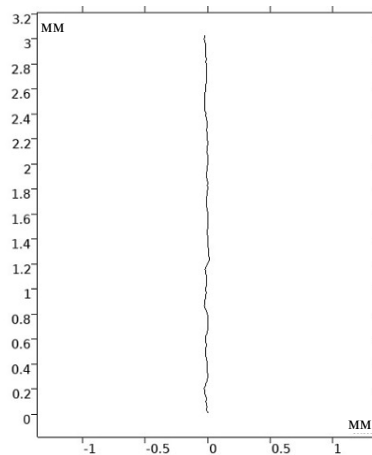


Рис. 6. Профиль шероховатости по результатам моделирования

При анализе распределения напряжений (компоненты σ_z) на поверхности наблюдаются области, которые заметно превышают предел текучести материала. Локализация пластической деформации в наиболее напряженных областях поверхности инициирует возникновение микроструктурно малых трещин (рис. 7).

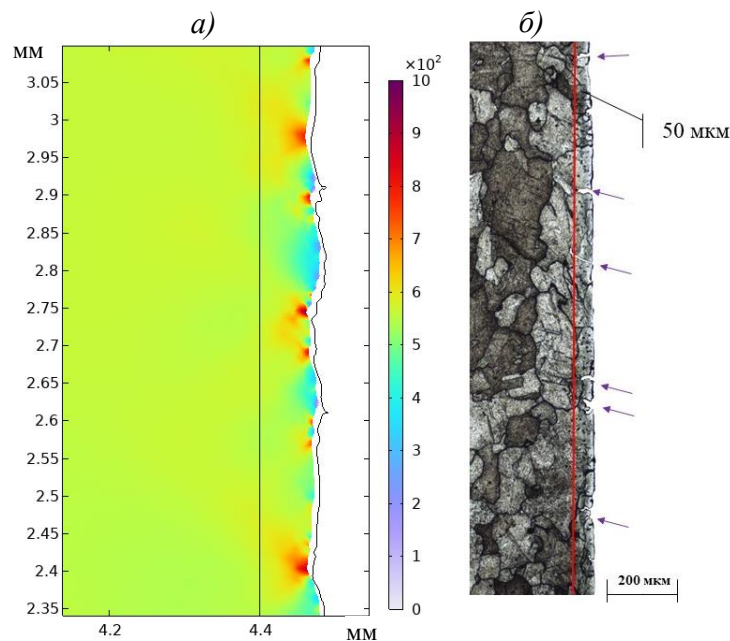


Рис. 7. Распределение компоненты σ_z тензора напряжений на поверхности тонкостенного образца (а) и возникновение микроструктурно малых трещин в локальных областях концентрации напряжений (б)

По этой причине усталостная долговечность по длине рабочей части образца (рис. 8) получена на расстоянии $L = 0,05$ мм от поверхности (средней линии шероховатости) в соответствии с определенной критической длиной нераспространения длинных трещин:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{th}}{Y \cdot \sigma_0} \right)^2,$$

где K_{th} – пороговый КИН; Y – поправка на геометрические параметры; σ_0 – предел выносливости.

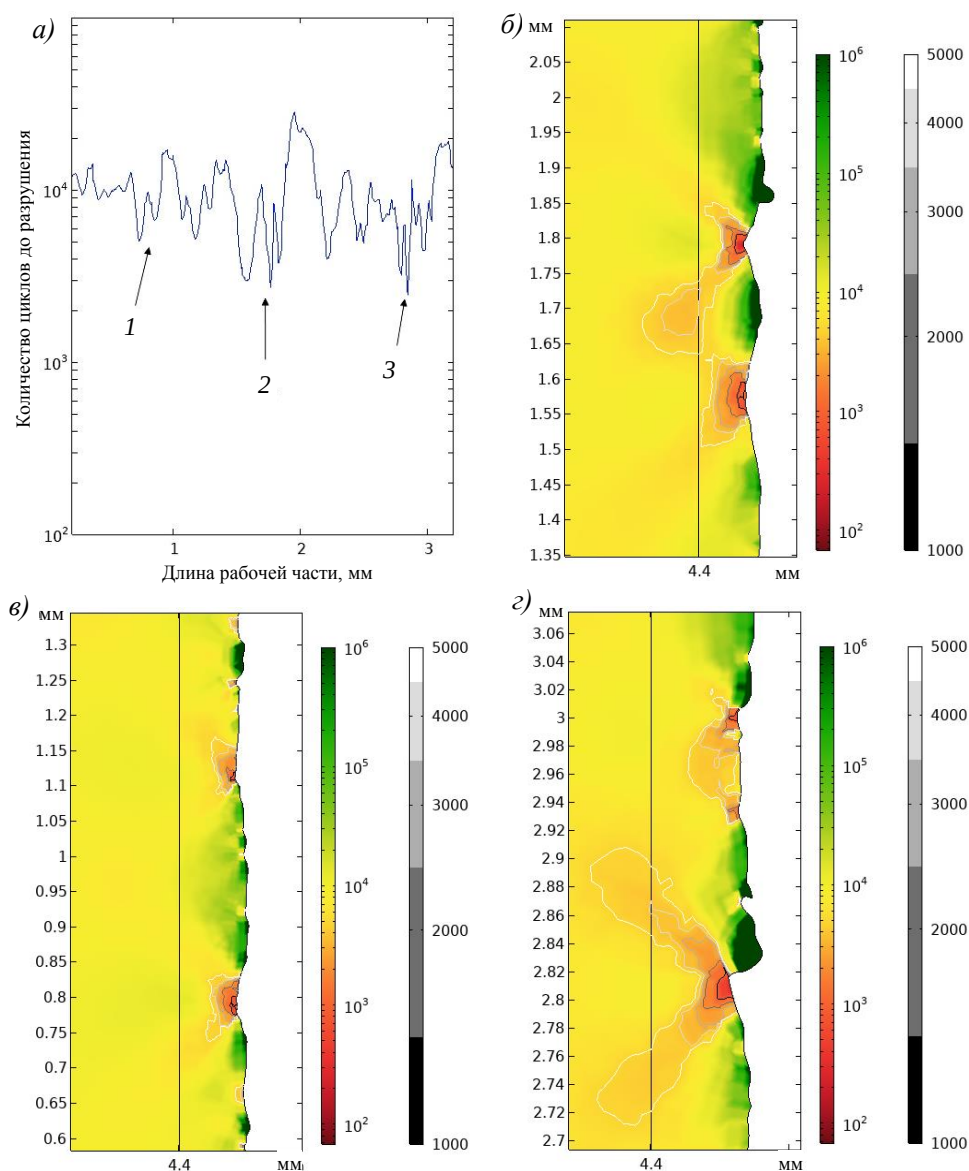


Рис. 8. Значения долговечности (а) репрезентативного профиля шероховатости на удалении $L = 0,05$ мм от поверхности при $\Delta\epsilon = 0,5$ % и распределение усталостной долговечности в областях 1 (б), 2 (в) и 3 (з)

Анализ представленных графиков позволяет выделить не менее трех характерных областей зарождения длинных трещин, соответствующих пороговому диапазону долговечности от 1100 до 3535 циклов. Наряду с основными зонами инициирования повреждений, распределение по числу циклов до разрушения указывает на наличие значительного количества локальных участков, в которых формируются короткие трещины при долговечности < 1000 циклов. Формированию и распространению таких трещин препятствует мелкозернистый поверхностный слой, обладающий повышенной плотностью структурных барьеров в виде границ зерен. Кроме того, наличие мелкозернистой структуры способствует усилению эффекта закрытия трещины, тем самым снижая скорость ее распространения [41].

На рис. 9 изображены микроструктуры поверхности образцов после испытаний на усталость, демонстрирующие разнообразие образования трещин на экспонируемой поверхности.

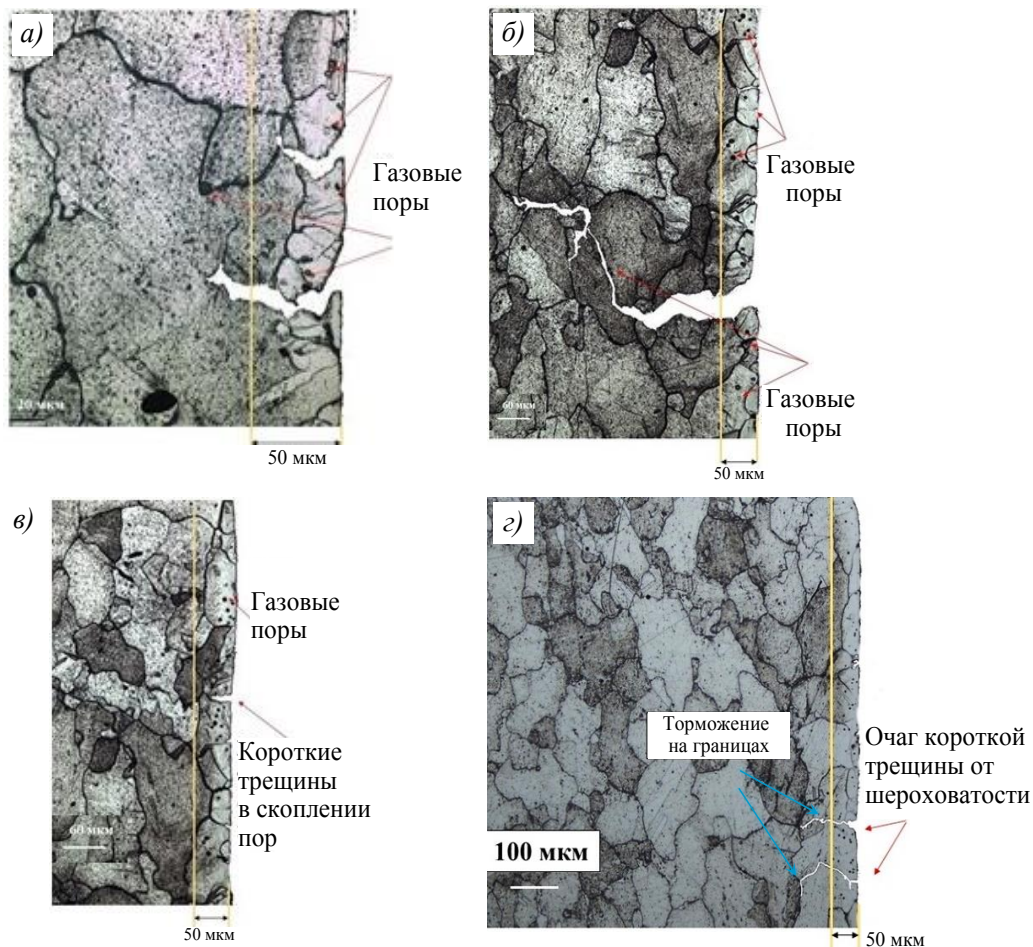


Рис. 9. Микроструктуры поверхности разрушенного образца: а–в – вторичные трещины в местах скопления газовой пористости; г – торможение коротких трещин на границах зерен контура сплавления основного сечения

Для расчета второй стадии распространения трещины рассмотрим напряженно-деформированное состояние тонкостенного образца с эллиптической формой трещины с различным соотношением полуосей и рассчитаем долговечность по кинетическому уравнению Пэриса:

$$N_{fcgr} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{d(a)}{C(\Delta K)^n},$$

где a_0 – начальная длина трещины; a_f – конечная длина трещины; ΔK – КИН; C , n – константы Пэриса.

Для линейно-упругого материала J -интеграл имеет следующую связь с КИН:

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{1}{1-\nu} K_{III}^2),$$

где ν – коэффициент Пуассона; K_i – КИН при i -й моде деформирования; E – модуль упругости.

Константы Пэриса взяты из экспериментальной кривой циклической трещиностойкости (рис. 10).

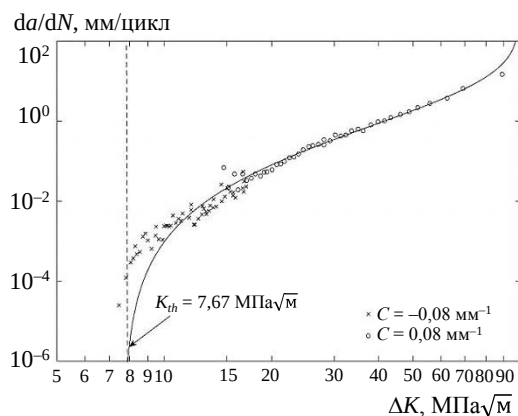


Рис. 10. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения синтезированного сплава ВЖ159 СЛС

Компоненты напряжений и деформаций получены из трехмерной модели конечных элементов при осевом нагружении с использованием силового критерия, равного значению предела выносливости при фиксированной долговечности (рис. 11).

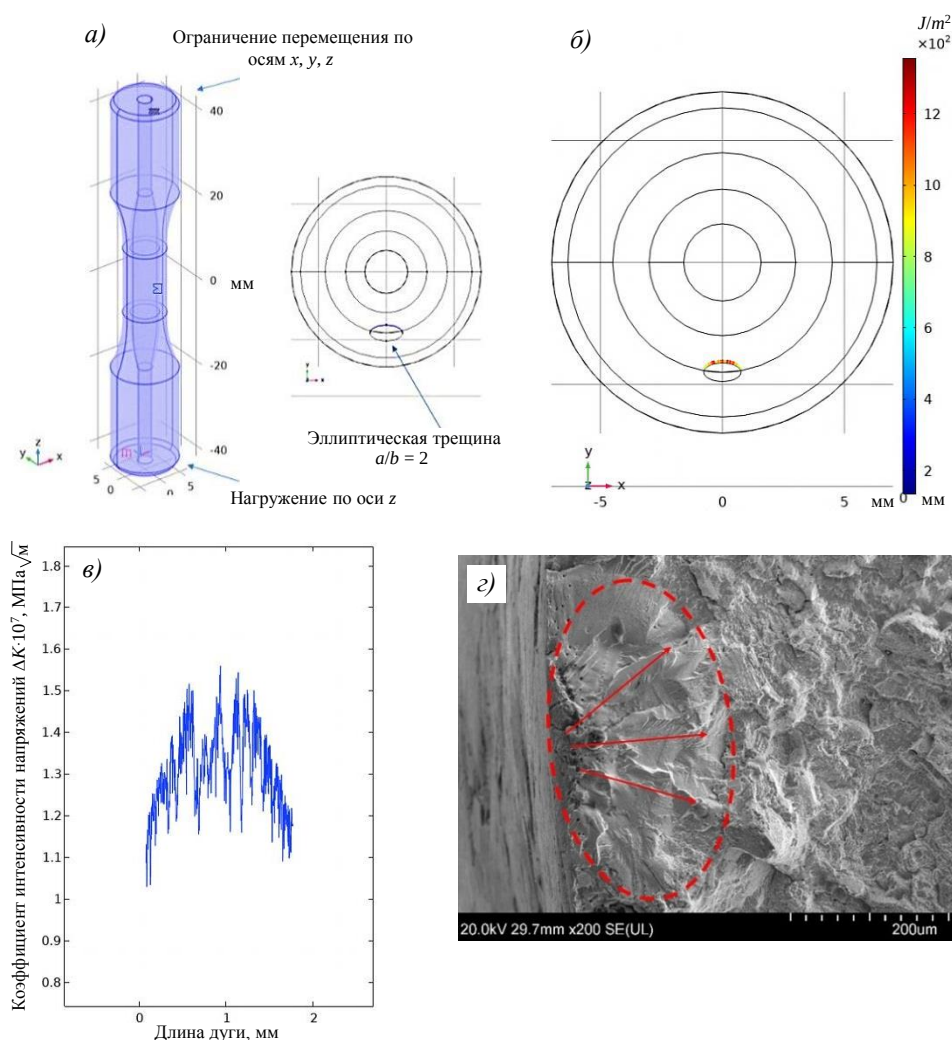


Рис. 11. 3D-модель тонкостенного образца с эллиптической трещиной (а), распределение J -интеграла по контуру эллиптической трещины (б), изменение коэффициента интенсивности напряжений по дуге эллипса (в) и очаг разрушения образца с исходной шероховатостью (г)

График изменения КИН с увеличением трещины для тонкостенных образцов приведен на рис. 12.

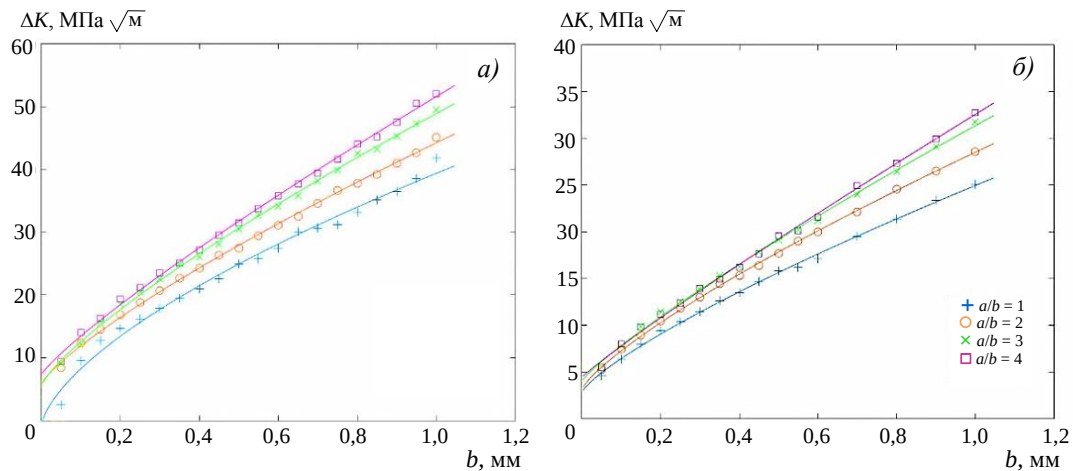


Рис. 12. Изменение коэффициента интенсивности напряжений с увеличением длины трещины эллиптической формы с различным соотношением полуосей при амплитуде деформации 0,5 (а) и 0,4 % (б)

Выбор начальной длины трещины обусловлен соответствием начальному значению КИН для устойчивого роста трещины на кинетической диаграмме, которое составляет $15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Параметры модели роста трещины определены с использованием констант уравнения Пэриса, полученных из экспериментальной кривой усталостного разрушения компактного образца, с показателем степени $n = 5,18$ и логарифмической константой $\log C = -11,06$. Полученные результаты моделирования роста трещин и расчета долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в табл. 3 и 4, а также на графике (рис. 13).

Таким образом, моделирование распространения повреждений при деформации $\Delta\varepsilon = 0,5\%$ с использованием эллиптической трещины с отношением полуосей $a/b = 2$ соответствует экспериментальным результатам с наименьшей ошибкой. При снижении уровня нагружения до $\Delta\varepsilon = 0,4\%$ наиболее оптимальным становится использование эллиптической трещины с отношением полуосей $a/b = 1$.

Таблица 3

Результаты расчета второй стадии распространения трещины

Отношение полуосей эллиптической трещины a/b	$\Delta\varepsilon, \%$	Начальная длина трещины, мм/КИН, $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$	Конечная длина трещины, мм/КИН, $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$	Долговечность по кинетическому уравнению N_{fegr} , циклы
1	0,5	0,2/14,7	1/41,79	11 306
2		0,2/16,82	1/45,15	5 396
3		0,2/18,5	1/49,56	3 425
4		0,2/19,4	1/52,1	2 859
1	0,4	0,45/14,7	1/25,1	17 408
2		0,4/15,3	1/28,6	12 374
3		0,35/15,3	1/31,77	12 189
4		0,35/14,96	1/32,79	11 941

Таблица 4

**Результаты расчета долговечности с использованием параметра P_{SWT}
и второй стадии распространения трещины**

Отношение полуосей эллиптической трещины a/b	Долговечность по параметру P_{SWT} : N_{SWT} , циклы	Долговечность второй стадии N_{fcgr} , циклы	$N_{SWT} + N_{fcgr}$, циклы	Экспериментальная долговечность N_{exp} , циклы	Ошибка, %
$\Delta \epsilon = 0,5 \%$					
1	2329	11 306	13 635	9 211	32
2		5 396	7 725		−19
3		3 425	5 754		−60
4		2 859	5 188		−78
$\Delta \epsilon = 0,4 \%$					
1	5635	17 408	23 043	24 890	−8
2		12 374	18 009		−38
3		12 189	17 824		−40
4		11 941	17 576		−42

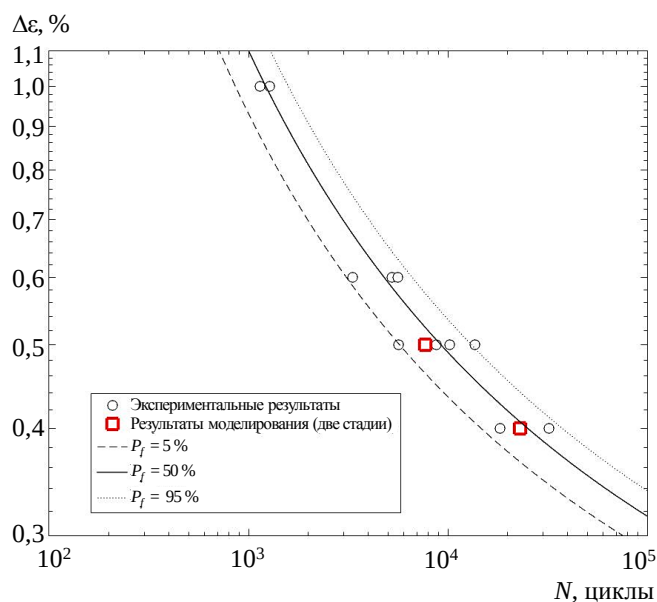


Рис. 13. Сравнение экспериментальных результатов определения усталостной долговечности тонкостенных образцов с результатами предложенной модели

Следует отметить, что расчеты проводили для диапазона амплитуд деформаций, характерного для малоциклового усталости ($\Delta\epsilon = 0,4\text{--}0,5 \%$). При переходе к многоциклового режиму ожидается снижение точности модели вследствие изменения механизмов зарождения и распространения трещин.

Заключения

Разработана численная модель усталостного разрушения, учитывающая стохастическую шероховатость поверхности и реализующая двухстадийный подход: инициирование трещины на основе критерия Смита–Уотсона–Топпера (SWT) и последующее ее распространение по уравнению Пэриса. Моделирование выполнено для никелевого сплава ВЖ159 СЛС, полученного по аддитивным технологическим процессам, с учетом реальных условий термической обработки и состояния поверхности.

Методика моделирования шероховатости построена на использовании псевдо-случайных чисел с заданным спектральным показателем затухающих частот и позволяет гибко воспроизводить топографию поверхности. Расчеты напряженно-деформированного состояния показали локализацию пластических зон вблизи выступов микрорельефа, что соответствует зонам инициирования микротрещин и хорошо согласуется с микроструктурными наблюдениями.

Сравнение расчетной и экспериментальной долговечности показало высокую точность модели. При деформации $\Delta\varepsilon = 0,5\%$ наилучшее соответствие достигается при эллиптической трещине с отношением полуосей $a/b = 2$, а при $\Delta\varepsilon = 0,4\%$ – при $a/b = 1$. Это свидетельствует о высокой чувствительности модели к локальному напряженно-деформированному состоянию в зоне зарождения трещины, определяющему начальный этап трещинообразования и последующую динамику разрушения. Применение модели для прогнозирования долговечности и срока службы деталей из никелевого сплава ВЖ159 СЛС при многоцикловом нагружении требует дополнительных исследований, направленных на установление эквивалентных соотношений между напряженно-деформированным состоянием лабораторных образцов и элементов конструкций в реальных условиях эксплуатации.

Список источников

1. Евгенов А.Г., Рыжков П.В., Шуртаков С.В., Малинин Р.Ю. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при селективном лазерном сплавлении на механические свойства синтезируемого материала. Часть 1. Кратковременная и длительная прочность // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 10. С. 10–18. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-10-10-18.
2. Евгенов А.Г., Рыжков П.В., Шуртаков С.В., Малинин Р.Ю. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при селективном лазерном сплавлении на механические свойства синтезируемого материала. Часть 2. Усталость // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 11. С. 2–12. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-11-2-12.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. К вопросу о механизме формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 2 (812). С. 44–55. DOI: 10.30906/mitom.2023.2.44-55.
4. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // Электromеталлургия. 2022. № 4. С. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
5. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // Электromеталлургия. 2022. № 1. С. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
6. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // Электromеталлургия. 2022. № 5. С. 8–19. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-5-8-19.
7. Карташев М.М. Усталостная прочность конструкций: учебник. М.: Машиностроение, 2006. 384 с.
8. Nezhadfar P., Shamsaei N., Daniewicz S.R., Moser R.D. Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges // Materials. 2021. No. 14 (16). Art. 4502. DOI: 10.3390/ma14164502.
9. Noll C.J., Lipson C. Fatigue endurance of steels as influenced by surface condition and hardness // Society for Experimental Stress Analysis. 1946. Vol. 3. No. 2. P. 29.
10. Marin J. Mechanical Behavior of Engineering Materials. New York: McGraw-Hill, 1962. 671 p.

11. Analytical Strength Assessment of Components in Mechanical Engineering: in 2 parts. Frankfurt am Main: VDMA-Verlag, 1994. FKM-Issue No. 183. Part 2: Guideline. 234 p.
12. Itoga H., Tokaji K., Nakajima M., Ko H.-N. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel // *International Journal of Fatigue*. 2003. Vol. 25. No. 5. P. 379–385. DOI: 10.1016/S0142-1123(02)00166-4.
13. Maiya P.S., Busch D.E. Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel // *Metallurgical Transactions A*. 1975. Vol. 6. P. 1761–1766. DOI: 10.1007/BF02642305.
14. Sonsino C.M. Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety // *International Journal of Fatigue*. 2007. Vol. 29. No. 12. P. 2246–2258.
15. McKelvey S.A., Fatemi A. Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel // *International Journal of Fatigue*. 2012. Vol. 36. No. 1. P. 130–145. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.08.008.
16. Shareef I., Hasselbusch M.D. Endurance limit modifying factors for hardened machined surfaces: SAE Technical Paper No. 961054. Warrendale, PA: SAE International, 1996. P. 1–12.
17. Moussaoui K., Mousseigne M., Senatore J., Chieragatti R. The effect of roughness and residual stresses on fatigue life time of an alloy of titanium // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 78. P. 557–563. DOI: 10.1007/s00170-014-6596-7.
18. Zhang J., Fatemi A. Surface roughness effect on multiaxial fatigue behavior of additive manufactured metals and its modeling // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2019. Vol. 103. Art. 102260. DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102260.
19. Gunther J., Beretta S., Romano S. et al. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 98. P. 178–191. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
20. Greitemeier D., Palm F., Holzweissig J. et al. Fatigue strength of additively manufactured Ti–6Al–4V: surface roughness as dominant factor // *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 124. P. 380–388. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.025.
21. Neuber H. Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary non-linear stress-strain law // *Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME*. 1961. Vol. 28. P. 544–550.
22. Topper T.H., Wetzel R.M., Morrow J. Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens: Report No. NAEC-ASL-1114. Philadelphia, PA: U.S. Naval Air Engineering Center, 1967. 44 p.
23. Zhu X., Dong Z., Zhang Y., Cheng Z. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness // *Materials*. 2021. Vol. 14. Art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
24. Murakami Y., Endo M. A geometrical parameter for the quantitative estimation of the effects of small defects on fatigue strength of metals // *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*. 1983. Vol. 49. No. 438. P. 127–136.
25. Murakami Y., Tsutsumi K., Fujishima M. Quantitative evaluation of effect of surface roughness on fatigue strength (Effect of depth and pitch of roughness) // *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*. 1996. Vol. 62. No. 597. P. 1124–1131. DOI: 10.1299/kikaia.62.1124.
26. Liu Y., Li X., Maeda Y. Fatigue failure initiation modeling in AA7075-T651 using microstructure-sensitive continuum damage mechanics combined with crystal plasticity FE modelling // *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2015. Vol. 15. P. 701–710. DOI: 10.1007/s11668-015-0005-x.
27. Rojas-Garnica J.C., Bedolla-Hernández J., Szwedowicz-Wasik D. Failure by deformation in the lateral contact between sinusoidal asperities // *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*. 2016. Vol. 10. No. 2. P. 106–115. DOI: 10.1177/1687814016647252.
28. Pavlíček P., Soubusta J., Hýbl O. White-light interferometry on rough surfaces: measurement uncertainty caused by surface roughness // *Applied Optics*. 2003. Vol. 42. No. 10. P. 1809–1813. DOI: 10.1364/AO.42.001809.
29. Singh K., Sadeghi F., Correns M., Blass T. A microstructure based approach to model effects of surface roughness on tensile fatigue // *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 129. Art. 105229. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105229.

30. Li C., Dai W., Du F. Fatigue life estimation of medium-carbon steel with different surface roughness // *Applied Sciences*. 2017. Vol. 7. No. 4. Art. 338. DOI: 10.3390/app7040338.
31. 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.
32. Кяримов Р.Р., Смелов В.Г., Алексеев В.П. Исследование структуры и механических свойств образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлического порошка жаропрочного сплава ВЖ159 (ХН58МБЮ) // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2023. Т. 25. № 4. С. 36–46. DOI: 10.37313/1990-5378-2023-25-4-36-46.
33. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Головлев Н.А., Зайцев Д.В. Особенности структуры и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al , полученных методом СЛС // *Труды ВИАМ*. 2018. № 12 (72). С. 25–36. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36.
34. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
35. 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.
36. 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). С. 80–94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
37. Электронная справка по моделированию структурной механики Comsol Multiphysics. URL: <https://www.comsol.com> (дата обращения: 01.12.2024).
38. Feng X., Wang J., Gao R. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness // *Materials*. 2021. Vol. 14. No. 18. Art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
39. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Энергетический критерий усталостного разрушения жаропрочного никелевого сплава // *Труды ВИАМ*. 2023. № 11 (129). С. 111–122. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-111-122.
40. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Определение параметров модели пластичности при циклическом нагружении жаропрочного никелевого сплава при повышенной температуре // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 1 (78). С. 72–87. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 06.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.
41. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Евгенов А.Г. Развитие повреждений от экспонируемой поверхности никелевого сплава, полученного аддитивными технологическими процессами // XVII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов»: сб. тр. конф. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2025. С. 214–278.

References

1. Evgenov A.G., Ryzhkov P.V., Shurtakov S.V., Malinin R.Yu. Influence of the Surface Element Exposure Algorithm in Selective Laser Melting on the Mechanical Properties of the Synthesized Material. Part 1. Short-Term and Long-Term Strength. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2023, no. 10, pp. 10–18. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-10-10-18.

2. Evgenov A.G., Ryzhkov P.V., Shurtakov S.V., Malinin R.Yu. Influence of the Surface Element Exposure Algorithm in Selective Laser Melting on the Mechanical Properties of the Synthesized Material. Part 2. Fatigue. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2023, no. 11, pp. 2–12. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-11-2-12.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. On the Mechanism of Fine Track Structure Formation in Selective Laser Melting. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2023, no. 2 (812), pp. 44–55. DOI: 10.30906/mitom.2023.2.44-55.
4. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. New Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts by FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and Creation of Materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
5. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts at FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
6. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts at FSUE VIAM. Part 4. Development of heat-resistant materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 8–19. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-5-8-19.
7. Kartashev M.M. *Fatigue Strength of Structures*: Textbook. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 384 p.
8. Nezhadfar P., Shamsaei N., Daniewicz S.R., Moser R.D. Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges. *Materials*, 2021, no. 14 (16), art. 4502. DOI: 10.3390/ma14164502.
9. Noll C.J., Lipson C. Fatigue endurance of steels as influenced by surface condition and hardness. *Society for Experimental Stress Analysis*, 1946, vol. 3, no. 2, p. 29.
10. Marin J. *Mechanical Behavior of Engineering Materials*. New York: McGraw-Hill, 1962, 671 p.
11. *Analytical Strength Assessment of Components in Mechanical Engineering*: in 2 parts. Frankfurt am Main: VDMA-Verlag, 1994, FKM-Issue no. 183, part 2: Guideline, 234 p.
12. Itoga H., Tokaji K., Nakajima M., Ko H.-N. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel. *International Journal of Fatigue*, 2003, vol. 25, no. 5, pp. 379–385. DOI: 10.1016/S0142-1123(02)00166-4.
13. Maiya P.S., Busch D.E. Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel. *Metallurgical Transactions A*, 1975, vol. 6, pp. 1761–1766. DOI: 10.1007/BF02642305.
14. Sonsino C.M. Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety. *International Journal of Fatigue*, 2007, vol. 29, no. 12, pp. 2246–2258.
15. McKelvey S.A., Fatemi A. Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel. *International Journal of Fatigue*, 2012, vol. 36, no. 1, pp. 130–145. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.08.008.
16. Shareef I., Hasselbusch M.D. *Endurance limit modifying factors for hardened machined surfaces*: SAE Technical Paper No. 961054. Warrendale, PA: SAE International, 1996, pp. 1–12.
17. Moussaoui K., Mousseigne M., Senatore J., Chieragatti R. The effect of roughness and residual stresses on fatigue life time of an alloy of titanium. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 78, pp. 557–563. DOI: 10.1007/s00170-014-6596-7.
18. Zhang J., Fatemi A. Surface roughness effect on multiaxial fatigue behavior of additive manufactured metals and its modeling. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2019, vol. 103, art. 102260. DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102260.
19. Gunther J., Beretta S., Romano S. et al. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 98, pp. 178–191. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.

20. Greitemeier D., Palm F., Holzweissig J. et al. Fatigue strength of additively manufactured Ti-6Al-4V: surface roughness as dominant factor. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 124, pp. 380–388. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.025.
21. Neuber H. Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law. *Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME*, 1961, vol. 28, pp. 544–550.
22. Topper T.H., Wetzel R.M., Morrow J. *Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens*: Report No. NAEC-ASL-1114. Philadelphia, PA: U.S. Naval Air Engineering Center, 1967, 44 p.
23. Zhu X., Dong Z., Zhang Y., Cheng Z. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness. *Materials*, 2021, vol. 14, art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
24. Murakami Y., Endo M. A geometrical parameter for the quantitative estimation of the effects of small defects on fatigue strength of metals. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, 1983, vol. 49, no. 438, pp. 127–136.
25. Murakami Y., Tsutsumi K., Fujishima M. Quantitative evaluation of effect of surface roughness on fatigue strength (Effect of depth and pitch of roughness). *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, 1996, vol. 62, no. 597, pp. 1124–1131. DOI: 10.1299/kikaia.62.1124.
26. Liu Y., Li X., Maeda Y. Fatigue failure initiation modeling in AA7075-T651 using microstructure-sensitive continuum damage mechanics combined with crystal plasticity FE modelling. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2015, vol. 15, pp. 701–710. DOI: 10.1007/s11668-015-0005-x.
27. Rojas-Garnica J.C., Bedolla-Hernández J., Szwedowicz-Wasik D. Failure by deformation in the lateral contact between sinusoidal asperities. *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*, 2016, vol. 10, no. 2, pp. 106–115. DOI: 10.1177/1687814016647252.
28. Pavlíček P., Soubusta J., Hýbl O. White-light interferometry on rough surfaces: measurement uncertainty caused by surface roughness. *Applied Optics*, 2003, vol. 42, no. 10, pp. 1809–1813. DOI: 10.1364/AO.42.001809.
29. Singh K., Sadeghi F., Correns M., Blass T. A microstructure based approach to model effects of surface roughness on tensile fatigue. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 129, art. 105229. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105229.
30. Li C., Dai W., Du F. Fatigue life estimation of medium-carbon steel with different surface roughness. *Applied Sciences*, 2017, vol. 7, no. 4, art. 338. DOI: 10.3390/app7040338.
31. 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.
32. Kyarimov R.R., Smelov V.G., Alekseev V.P. Study of the structure and mechanical properties of samples obtained by selective laser melting from metal powder of heat-resistant alloy VZh159 (KhN58MBYu). *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 36–46. DOI: 10.37313/1990-5378-2023-25-4-36-46.
33. Evgenov A.G., Bazyleva O.A., Golovlev N.A., Zaitsev D.V. Features of structure and property of alloys on the basis of Ni₃Al intermetallic compound, half-scientists method SLM. *Trudy VIAM*, 2018, no. 12 (72), pp. 25–36. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36.
34. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
35. 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.

36. 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), pp. 80–94. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
37. Электронная справка по моделированию структурной механики Comsol Multiphysics. Available at: <https://www.comsol.com> (accessed: December 12, 2024).
38. Feng X., Wang J., Gao R. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 18, art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
39. Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Hodinev I.A. Energy criteria for fatigue fracture of a heat-resistant nickel alloy. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), pp. 111–122. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.
40. Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Hodinev I.A. Determination of the parameters of the plasticity model under cyclic loading of a heat-resistant nickel alloy at elevated temperatures. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 72–87. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.
41. Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Evgenov A.G. Development of damage from the exposed surface of a nickel alloy obtained by additive technological processes. *XVII All-Rus. Conf. on Testing and Research of Material Properties «TestMat» on the topic «Physical and Mechanical Testing, Strength and Reliability of Modern Structural and Functional Materials»*: Coll. Conf. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2025, pp. 214–278.

Информация об авторах

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

Горбовец Михаил Александрович, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Michail A. Gorbovets, Head of Testing Centre, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.08.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.10.2025.
The article was submitted 15.08.2025; approved and accepted for publication after reviewing 15.10.2025.

Научная статья

УДК 66.045.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-203-214

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ТЕПЛОВОГО ФРОНТА ЧЕРЕЗ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ И СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТА МОДЕЛИРОВАНИЯ С РЕЗУЛЬТАТОМ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ОДНОСТОРОННЕГО НАГРЕВА

В.В. Бутаков¹, А.А. Луговой¹, В.Г. Бабашов¹, А.В. Медведев², Н.М. Демина²

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

²Акционерное общество «НПО Стеклопластик имени Н.Н. Трофимова», Московская область, Солнечногорск, Россия; info@npostek.ru

Аннотация. Исследованы теплофизические характеристики прошивных матов из высокотемпературных текстильных материалов отечественного производства. Разработана математическая модель прохождения теплового фронта через образцы в диапазоне рабочих температур испытываемого материала в условиях, моделирующих эксплуатацию в конструкции высокотемпературных печей. Условия эксперимента соответствуют эксплуатации материала в качестве теплоизоляции для термического оборудования. Приведены результаты испытаний прошивных матов различной плотности в условиях одностороннего нагрева и сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными.

Ключевые слова: теплоизоляция, математическое моделирование, волокнистые материалы, нагревательные установки, теплофизические свойства

Для цитирования: Бутаков В.В., Луговой А.А., Бабашов В.Г., Медведев А.В., Демина Н.М. Моделирование прохождения теплового фронта через теплоизоляционный материал и сравнение результата моделирования с результатом испытания материала в условиях одностороннего нагрева // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 203–214. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-203-214.

Scientific article

MODELING OF THERMAL FRONT PASSAGE THROUGH THERMAL INSULATION MATERIAL AND COMPARISON OF THE MODELING RESULT WITH THE TEST RESULT OF THE MATERIAL UNDER ONE-SIDED HEATING

V.V. Butakov¹, A.A. Lugovoy¹, V.G. Babashov¹, A.V. Medvedev², N.M. Demina²

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

²Joint Stock Company «NPO Stekloplastic named after N.N. Trofimov», Moscow Region, Solnechnogorsk, Russia; info@npostek.ru

Abstract. The thermophysical characteristics of sewing mats made of domestically produced high-temperature textile materials are investigated. A mathematical model has been developed for the passage of a heat front through samples in the operating temperature range of the tested

material under conditions simulating operation in the construction of high-temperature furnaces. The experimental conditions correspond to the use of the material as thermal insulation for heat-treatment equipment. The test results of sewing mats of various densities under one-sided heating conditions are presented and the simulation results are compared with experimental data.

Keywords: *thermal insulation, mathematical modeling, fibrous materials, heating installations, thermophysical properties*

For citation: Butakov V.V., Lugovoy A.A., Babashov V.G., Medvedev A.V., Demina N.M. Modeling of thermal front passage through thermal insulation material and comparison of the modeling result with the test result of the material under one-sided heating. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 203–214. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-203-214.

Введение

Для технического прогресса в области разработки новых теплотехнических установок, таких как высокотемпературные и низкоинерционные печи, требуется создание новых видов теплоизоляционных и теплозащитных материалов, способных обеспечить надежную работу теплотехнических установок при высоких температурах [1, 2]. В настоящее время для теплоизоляции установок и агрегатов используется широкая номенклатура волокнистых теплоизоляционных материалов на основе тугоплавких оксидов. К преимуществам таких материалов следует отнести высокие рабочую температуру и химическую стойкость, а также низкую теплопроводность. Одно из направлений развития теплоизоляционных материалов – создание многослойных систем, позволяющих оптимизировать их свойства по нескольким параметрам путем подбора материалов различного состава и плотности [3].

Одной из важнейших задач при разработке тепловой защиты является выявление источников термических нагрузок и оценка их влияния на работоспособность теплозащитных материалов. Основа гибкой теплозащиты – волокнистые маты из кварцевых штапельных волокон. По своим физико-механическим характеристикам они относятся к упруго-вязким материалам, физико-механические и теплофизические свойства которых определяются главным образом плотностью и диаметром волокон [4].

В последнее время растет количество научно-технических публикаций, посвященных исследованиям теплофизических свойств материалов для тепловой защиты [5–8], однако остаются актуальными исследования теплофизических свойств теплозащитных материалов с известными физико-механическими свойствами для применения их в гибкой теплозащите [3, 9].

Достоверный учет теплофизических характеристик гибкого теплоизоляционного материала при проектировании многослойной теплоизоляционной системы представляет собой большую сложность, в том числе из-за того, что свойства теплозащитных и теплоизоляционных материалов от разных производителей могут значительно отличаться.

Следует также учитывать, что активно применяемые в настоящее время методы моделирования свойств теплоизоляционного материала имеют заметные расхождения с экспериментальными данными из-за ряда упрощений и допущений при вычислениях. Особенно большие расхождения свойств наблюдаются при моделировании многослойных теплоизоляционных систем.

Основной способ преодоления неточностей при определении теплофизических свойств материалов при проектировании многослойных теплоизоляционных систем – увеличение толщины слоев теплоизоляционного материала или количества слоев теплоизоляции в проектируемой теплоизоляционной системе, что приводит к росту массы теплоизоляции и увеличению инерции в теплоизоляционной системе.

Таким образом, задача по разработке методов достоверной оценки комплекса теплофизических свойств материала актуальна для обеспечения надежной работы проектируемых многослойных теплоизоляционных материалов в условиях эксплуатации в составе высокотемпературных и низкоинерционных печей [10–23].

В статьях [24–27] рассмотрена модель распространения теплового фронта через образец. Модель построена на основе закона теплопроводности Фурье и имеет естественное ограничение для применения к волокнистым теплоизоляционным материалам.

Общеизвестно, что тепловой поток через среду можно представить в виде суперпозиции тепловых потоков, передаваемых по трем механизмам:

- кондуктивная теплопроводность – перенос энергии по твердому телу, эмпирически выражаемый законом Фурье;
- конвективная теплопроводность – теплообмен в подвижной среде;
- радиационная теплопроводность – перенос энергии излучением.

В пористых теплоизоляционных материалах на основе тугоплавких оксидов теплопередача определяется сочетанием кондуктивной теплопроводности (иногда называемой контактной теплопроводностью), теплопроводности через газовую фазу [28], конвективной теплопроводности в газовой фазе и радиационной (лучистой) составляющей эффективной теплопроводности [29]. Поэтому для пористой теплоизоляции рассматривают эффективную теплопроводность, являющуюся суперпозицией всех перечисленных ее видов [30].

Влияние величины пористости, формы и размера пор на эффективную теплопроводность рассмотрено в ряде работ [31]. При небольших температурах (до 500–700 °С) эффективная теплопроводность пористой теплоизоляции в наибольшей степени определяется кондуктивной теплопроводностью, которая зависит от величины пористости и типа поровой структуры. В работе [10] отмечено, что в области низких температур эффективная теплопроводность пористой теплоизоляции линейно уменьшается с увеличением пористости. Кроме того, эффективная теплопроводность пористой керамики снижается при прерывной газовой фазе по сравнению с керамикой, содержащей непрерывную или сквозную пористость. [11].

С ростом температуры (до 700 °С и более) вклад радиационной составляющей теплопередачи в пористой теплоизоляции возрастает. Радиационная составляющая зависит от коэффициента излучения материала (химическая природа материала) и размера пор (структура материала). В работе [10] отмечается, что с ростом размера пор вклад радиационной составляющей возрастает, что особенно заметно при увеличении размера пор >1 мм. В работах [10, 11] на модельных образцах пористой керамики с выгорающими добавками показано, что при общей пористости 70 % при низких температурах (300 °С) эффективная теплопроводность не зависит от размера пор. В то же время при температуре 900 °С эффективная теплопроводность растет с увеличением размера пор. В работе [11] также показано, что с ростом температуры эффективная теплопроводность материала с более крупными порами растет быстрее.

Таким образом, естественное ограничение применимости модели становится совершенно очевидным – теплофизическая модель, построенная на основе закона Фурье, применима для твердого тела до температур ~700 °С. В статьях [24–27] показано, что с приемлемой точностью волокнистый материал в пределах указанных температур можно представить как твердое тело с небольшой теплопроводностью.

В научно-технических литературных источниках [26, 27, 32, 33] показано, что радиационная составляющая теплового потока для волокнистых материалов несущественна вплоть до температур ~700 °С, в то же время вызывает интерес применимость модели для оценки градиента температур при нагреве материала в области 700–1200 °С, где влияние радиационной составляющей теплового потока увеличивается.

Цель данной работы – исследование теплофизических характеристик прошивных матов из высокотемпературных текстильных материалов отечественного производства, а также проверка применимости разработанной модели в диапазоне максимальных рабочих температур испытываемого материала в условиях, моделирующих эксплуатацию в конструкции высокотемпературных печей.

В статье рассмотрены испытания в условиях одностороннего нагрева прошивных матов различной плотности и моделирование прохождения через них теплового фронта. Условия эксперимента соответствуют эксплуатации материала в качестве теплоизоляции термического оборудования (печей, сушильных шкафов). Кроме того, проводится сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными.

Модельные образцы представляют собой волокнистый мат из тонких кварцевых волокон, облицованный в двух сторон кремнеземной тканью и прошитый кремнеземной нитью.

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

Материалы и методы ***Стенд одностороннего нагрева***

Для оценки теплофизических характеристик образцов использовали нестандартный исследовательский стенд с односторонним расположением силовых нагревателей [34]. Стенд одностороннего нагрева представляет собой установку, предназначенную для проведения теплотехнических испытаний и оценки температуропроводности материалов. Основные узлы стенда включают камеру нагрева, испытательную камеру и систему регистрации температурных данных.

Камера нагрева включает силовые нагревательные элементы, расположенные горизонтально, обеспечивающие стабильный тепловой поток в диапазоне температур от 600 до 1200 °С. Это позволяет моделировать условия, приближенные к реальной эксплуатации материала в конструкции печи. Камера оснащена управляющей термопарой, обеспечивающей точное поддержание температуры в рабочей зоне. Для равномерности теплового поля камера изолирована со всех сторон теплоизоляционными плитами. В ее верхней части предусмотрено окно, на которое устанавливается испытываемый образец, превышающий по размерам окно, что минимизирует теплопотери. Таким образом, на горячую сторону воздействует температура, установившаяся внутри камеры.

Исследовательская камера – это зона установки образца. Тепловое воздействие осуществляется снизу, обеспечивая односторонний нагрев. Сверху на образец устанавливается металлическая пластина из алюминиевого сплава, служащая для измерения температуры холодной поверхности. Высота стенок камеры превышает высоту образца, что исключает влияние внешней среды и обеспечивает стабильные условия испытаний.

Система регистрации температурно-временных значений. Для измерения температур на различных этапах нагрева используют термоэлектрические датчики (термопары), расположенные как на горячей, так и на холодной сторонах образца. Кроме того, при необходимости дополнительные термопары устанавливают внутри образца для измерения температурных градиентов по его толщине. Это позволяет получать полную картину теплопередачи через материал и проводить детальный анализ его теплоизоляционных свойств. Для автоматизации сбора данных о температурных изменениях используют многоканальный регистратор температуры [34].

На схеме стенда (рис. 1) приведены основные элементы конструкции, с помощью которых с использованием многоканального регистратора РМТ-59 регистрируют показания термопар с интервалом в 1 с.

Обработку результатов измерений производили в электронных таблицах.

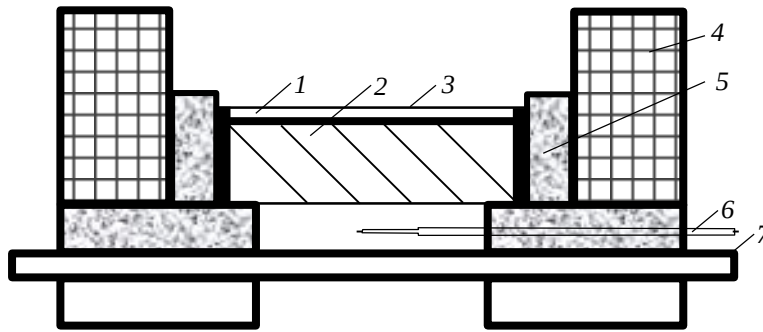


Рис. 1. Схема рабочей зоны исследовательского стенда: 1 – металлическая (алюминиевая) пластина; 2 – образец исследуемого материала; 3 – термопара холодной стороны; 4 – теплоизоляция стенда; 5 – защитная маска; 6 – термопара горячей стороны; 7 – силовые нагреватели

Модельные образцы

Модельные образцы представляют собой волокнистый мат из тонких кварцевых волокон, облицованный в двух сторон кремнеземной тканью и прошитый кремнеземной нитью. Схематическое изображение прошивного мата представлено на рис. 2.

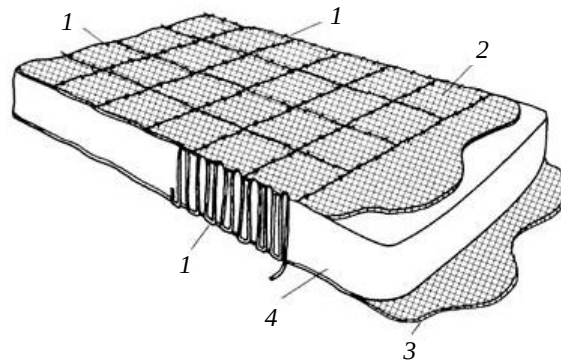


Рис. 2. Схематическое изображение прошивного мата: 1 – прошивная нить; 2 – верхний слой ткани; 3 – нижний слой ткани; 4 – волокнистый мат

В модельных образцах, подготовленных для проведения теплофизических испытаний, верхний и нижний слои – ткань кремнеземная марки КТ-11-13; волокнистый мат – кварцевое штапельное волокно марки ТКВ с номинальным диаметром, равным 2 мкм; прошивная нить марки К11С6-180 производства АО «НПО Стеклопластик».

Основные характеристики модельных образцов представлены в таблице.

Характеристики модельных образцов

Условный номер образца	Плотность, кг/м ³	Плотность мата, кг/м ³	Масса образца, г	Габариты образца Д×Ш×В, мм
1	135	75	34	100×100×20
2	155	95	39	100×100×25
3	179	118	45	100×100×30

На рис. 3 изображен образец 1. Внешний вид образцов идентичен, они отличаются только по толщине.



Рис. 3. Внешний вид образца прошивного мата

Модель прохождения теплового потока

Модель построена на предположении, что волокнистый теплоизоляционный материал можно представить в виде твердого тела с определенной теплопроводностью. Для моделирования прохождения теплового потока через плоский образец некоторой толщины он представлен в виде набора плоских конечных элементов небольшой толщины (1/4 общей толщины образца).

Рассматривая многослойный образец теплоизоляционного материала при допущении, что время между измерениями температуры достаточно мало и рассматриваемый слой образца достаточно тонкий для того, чтобы в каждый момент времени можно было считать градиент температуры между лицевыми гранями слоя образца линейным, а температуру образца в течение шага постоянной, то для теплового потока через слой образца будет выполняться соотношение

$$\alpha_{\text{гор}}(T_{\text{гор}} - T_{\text{гс}})\tau = \lambda \frac{(T_{\text{гс}} - T_{\text{хс}})}{l} \tau + \sigma U = \alpha_{\text{хол}}(T_{\text{хс}} - T_{\text{хол}})\tau,$$

где τ – временной интервал между измерениями; α – коэффициент теплоотдачи; λ – коэффициент эффективной теплопроводности; l – толщина образца или слоя (между лицевыми сторонами); σU – изменение внутренней энергии образца (слоя образца) за время τ ; $T_{\text{гор}}$ и $T_{\text{хол}}$ – температура среды соответственно на горячей и холодной стороне образца; $T_{\text{гс}}$ и $T_{\text{хс}}$ – температура лицевой горячей и холодной стороны образца соответственно.

Теплопроводность конечного элемента ($\lambda_{\text{эф}}$) задается в виде функции $\lambda = f(T)$, где T – средняя температура конечного элемента.

С учетом того, что материал образца известен, известна также его теплопроводность. В модели в качестве теплопроводности использовалось значение экспоненциальной функции $\lambda_{\text{эф}} = \lambda_0 e^T$. Достоверность приближения составляет 92–96 %.

Коэффициенты теплопоглощения/теплоотдачи ($\alpha_{\text{гор}}$ и $\alpha_{\text{хол}}$) на лицевых гранях образца являются эмпирическими и известны для стенда [34] из предыдущих работ [25–27].

В качестве исходных данных в модель внесены значения плотности образца и его удельной теплоемкости, а также толщины. Для граничных условий задают температуры нагревателя и окружающей среды (на горячей стороне помещается нагреватель бесконечной теплоемкости, на холодной стороне – охладитель бесконечной теплоемкости).

С применением закона Фурье по модели методом конечных элементов с шагом в 1 с рассчитали температуры каждого конечного элемента в зависимости от времени,

прошедшего с начала эксперимента. Результат работы модели можно представить в виде набора значений функции $T_n=f(t)$, где T_n – температура конечного элемента с номером n – от 1 до 4 (увеличивается от горячего слоя к холодному); t – время, прошедшее с начала эксперимента.

Результаты и обсуждение

Испытания на исследовательском стенде одностороннего нагрева

Исследования проводили на модельных образцах теплоизоляционных материалов квадратной формы размером 100×100 мм и различной толщины. В ходе эксперимента образцы подвергали нагреву до температуры 1100 °С, а время выдержки при этой температуре составляло не менее 10 мин. Образцы помещали в предварительно разогретую исследовательскую камеру. В процессе испытаний проводили сравнение температурных профилей для однослойных материалов с различной плотностью.

В результате проведенных исследований образцы не претерпели внешних изменений. Это может свидетельствовать о том, что рабочая температура облицовочного материала для модельного образца выше, чем температура проведения испытания. На рис. 4 приведены зависимости температуры на холодной стороне материала от времени с начала эксперимента.

Моделирование теплового потока через образец

В качестве исходных данных в модель вносили: температуру нагревателя (1100 °С); геометрические размеры, плотность и теплопроводность моделируемых материалов в соответствии с характеристиками исследованных образцов.

Основным результатом работы модели является набор значений функции $T_4 = f(t)$ для самого холодного слоя материала. Результаты моделирования также представлены в графическом виде на рис. 4, где сплошными линиями показан результат моделирования (температура на холодной стороне), а точками соответствующих цветов – температуры на холодной стороне модельных образцов (реальные измерения).

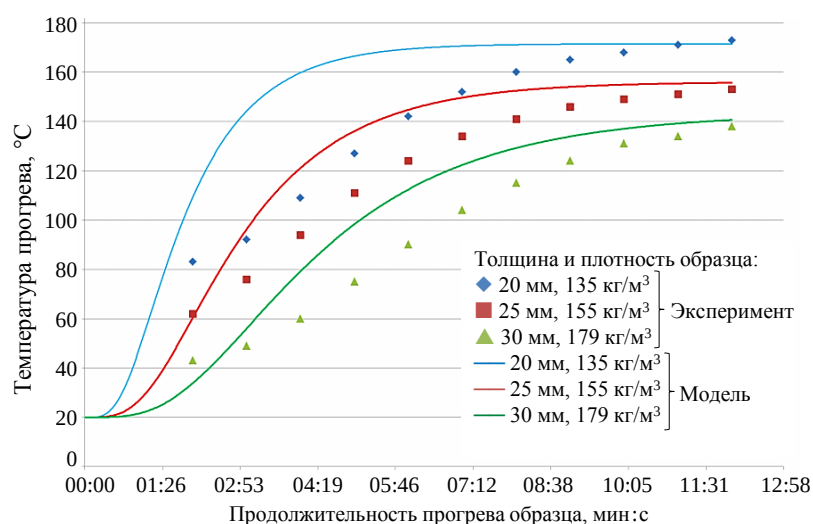


Рис. 4. Сравнительный анализ графиков распространения теплового фронта, полученных экспериментально и при помощи модели

Отметим некоторые особенности, наглядно наблюдаемые на рис. 4:

– тепловое равновесие достигается приблизительно за 10–12 мин;

- температура на холодной стороне исследуемых образцов после установления теплового равновесия составляет 140–180 °С;
- модель прогнозирует равновесную температуру на холодной стороне образцов с приемлемой точностью даже для высоких температур, притом что температура 1100 °С на горячей стороне образца – это пограничное значение для области применимости модели;
- прогрев по модели происходит значительно быстрее, чем прогрев реальных образцов – наблюдается значительное расхождение в поведении модели и реального образца на этапе его прогрева (до установления теплового равновесия).

Заключения

При одностороннем прогреве исследуемых образцов тепловое равновесие (стационарный тепловой поток) устанавливается в течение 10–12 мин. Температура на холодной стороне испытанных образцов при заданных условиях испытания находится в пределах 140–180 °С. С возрастанием значений толщины и плотности образца температура на холодной стороне образца снижается.

В дальнейшем исследовании следует продолжить в направлении экспериментов с разделением влияния толщины и плотности на установившуюся температуру на холодной стороне образца.

При сравнении результатов моделирования с результатами эксперимента установлено, что предложенная модель может применяться для прогнозирования температуры на холодной стороне волокнистого теплоизоляционного материала при одностороннем нагреве для стационарного теплового потока, что соответствует эксплуатации материалов в конструкции высокотемпературной печи. Условия применимости модели следующие:

- образец не претерпевает значительных изменений в результате испытания – не горит, сохраняет форму и не теряет массу;
- регулируемые температуры – от 200 до 1000 °С;
- толщина образца – от 20 до 30 мм;
- плотность образца – от 120 до 180 кг/м³;
- теплоотдача на холодной стороне образца происходит в неподвижную или малоподвижную воздушную среду при атмосферном давлении и температуре помещения 15–25 °С, без принудительного охлаждения. Температура помещения считается постоянной, объемы помещения – значительными.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
3. Медведев А.В., Гофин М.Я. Прошивные маты из кварцевых материалов низкой плотности // Известия высших учебных заведений. Технология легкой промышленности. 2024. № 4. С. 92–96. DOI: 10.46418/0021-3489_2024_68_04_20.
4. Keller K., Antonenko J., Weber K.H. High-Temperature Insulations // ESA Bulletin. 1994. No. 80. URL: <https://www.esa.int/esapub/bulletin/bullet80/keller80.htm> (дата обращения: 29.07.2025).
5. Падерин Л.Я., Прусов Б.В., Токарев О.Д. Исследование теплопроводности пористых теплоизоляционных материалов при высоких температурах // Ученые записки ЦАГИ. 2011. Т. XLII. № 4. С. 77–83.

6. Томак В.И., Бурков А.С., Рыцарев А.М., Товстоног В.А. Экспериментальная оценка теплофизических характеристик высокотемпературных теплоизоляционных материалов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Естественные науки. 2020. № 2. С. 99–116. DOI: 10.18698/1812-3368-2020-2-99-116.
7. Зуев А.В., Заринчяк Ю.П., Размахов М.Г. Предпосылки к выбору модели структуры высокопористых волокнистых материалов для учета влияния технологических факторов и расчета теплопереноса // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). С. 109–118. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-109-118.
8. Зуев А.В., Заринчяк Ю.П., Баринов Д.Я. Определение теплопроводности теплозащитного материала на основе волокон оксида кремния // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). С. 88–98. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98.
9. Струк А.А., Медведев А.В., Разумеев К.Э. Исследование зависимости плотности кремнеземных нетканых волокнистых материалов от величины удельной нагрузки // Вестник Витебского государственного технологического университета. 2024. № 1. С. 9–20. DOI: 10.24412/2079-7958-2024-1-9-20.
10. Жуковская А.Е., Кортель А.А., Шерман Е.А. и др. Применение кремнийорганических полимеров в технологии корундовых огнеупоров // Огнеупоры. 1980. № 8. С. 51–55.
11. Дудеров И.Г., Полубояринов Д.Н. Влияние пористости и строения корундовых огнеупоров на их теплопроводность // Огнеупоры. 1963. № 2. С. 518–524.
12. Шариков Ю.В., Маркус А.А. Математическое моделирование тепловых полей во фрагменте футеровки вращающейся печи // Metallurg. 2013. № 12. С. 23–26.
13. Губарева К.В., Попов А.И., Зинина С.А. и др. Моделирование процессов теплообмена в пластине с переменными теплофизическими свойствами // Научное обозрение. Технические науки. 2020. № 6. С. 52–57.
14. Лыков А.В. Теория теплопроводности: учеб. пособие для вузов. М.: Высшая школа, 1967. 600 с.
15. Кудинов В.А., Карташов Э.М., Стефанюк Е.В. Техническая термодинамика и теплопередача М.: Юрайт, 2011. 560 с.
16. Дубский Г.А., Егорова Л.Г., Кухта Ю.Б., Бондаренко Е.Г. Программное обеспечение для математического моделирования теплофизических процессов в слоистых структурах // Информационные технологии в проектировании и производстве. 2010. № 2. С. 76–79.
17. Тугов В.В., Акимов И.А. Разработка математических моделей теплопередачи в многослойных конструкциях // Фундаментальные исследования. 2020. № 8-2. С. 320–324.
18. Зверев В.Г., Гольдин В.Д., Назаренко В.А. Радиационно-кондуктивный теплоперенос в волокнистой термостойкой изоляции при тепловом воздействии // Теплофизика высоких температур. 2008. Т. 46. № 1. С. 119–125.
19. Зуев А.В., Заринчяк Ю.П., Баринов Д.Я., Краснов Л.Л. Исследование теплофизических свойств гибкого теплоизоляционного материала // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 119–126. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-119-126.
20. Зуев А.В., Заринчяк Ю.П., Воробьев Н.Н., Барботько С.Л. Оценка теплопереноса в гибкой волокнистой теплоизоляционной композиции // Инженерно-физический журнал. 2023. Т. 96. № 3. С. 593–606.
21. Калабин А.Л. Модель структуры волокнистых систем для исследования теплофизических свойств // Математические методы в технологиях и технике. 2021. № 8. С. 39–42. DOI: 10.52348/2712-8873_MMTT_2021_8_39.
22. Шампаров Е.Ю., Жагрина И.Н., Родэ С.В. Тепловой перенос в легких теплозащитных материалах // Современные задачи инженерных наук: сб. науч. тр. VI Междунар. науч.-техн. симпозиума, Междунар. науч.-техн. форума: в 2 т. Москва, 2017. Т. 2. С. 236–240.
23. Кутагеладзе С.С. Основы теории теплообмена. 5-е изд. М.: Атомиздат, 1979. 416 с.

24. Бутаков В.В., Луговой А.А., Варрик Н.М., Бабашов В.Г. Оценка теплопроводности слоистого высокопористого теплоизоляционного материала // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). С. 120–129. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-120-129.
25. Бутаков В.В., Шавнев А.А., Луговой А.А., Варрик Н.М., Бабашов В.Г. Подход к построению математической модели прохождения теплового фронта через образец теплозащитного материала в условиях нестационарного теплового потока // *Труды ВИАМ*. 2022. № 6 (112). С. 127–137. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-127-137.
26. Луговой А.А., Бабашов В.Г., Карпов Ю.В. Температуропроводность градиентного теплоизоляционного материала // *Труды ВИАМ*. 2014. № 2. С. 17–22. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2025).
27. Бутаков В.В., Луговой А.А., Варрик Н.М., Бабашов В.Г. Моделирование распространения теплового фронта через образец многослойного теплоизоляционного материала в условиях нестационарного теплового потока // *Труды ВИАМ*. 2022. № 10 (116). С. 128–139. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-128-139.
28. Кайнарский И.С., Дегтярева Э.В., Орлова И.Г. Корундовые огнеупоры и керамика. М.: Металлургия, 1981. 168 с.
29. Чудновский А.Ф. Теплофизические характеристики дисперсных материалов. М.: Физматгиз, 1962. 456 с.
30. Михеев М.А. Основы теплопередачи. М.: Госстройиздат, 1956. 392 с.
31. Глебов С.В. Легковесные огнеупоры. М.: Металлургиздат, 1945. С. 73–75.
32. Манешев И.О., Правник Ю.И., Садыков Р.А. и др. Экспериментальное определение коэффициентов теплопроводности и эффективности сверхтонких теплоизоляционных покрытий // *Известия КГАСУ*. 2013. № 1 (23). С. 135–142.
33. Карпов Д.В., Павлов М.В., Синицын А.А. и др. Экспериментально-расчетное определение коэффициента теплопроводности твердого тела на примере силикатного кирпича активным методом теплового неразрушающего контроля // *Вестник ТГАСУ*. 2014. № 2. С. 118–126.
34. Стенд для качественной оценки теплоизоляционных материалов: пат. 156904 Рос. Федерация; заявл. 25.09.14; опубл. 20.11.15.

References

1. Kablov E.N. New-generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. New-generation materials – the basis for innovation, technological leadership, and national security of Russia. *Intelлект i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Medvedev A.V., Gofin M.Ya. Stitched mats made of low-density quartz materials. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Tekhnologiya legkoy promyshlennosti*, 2024, no. 4, pp. 92–96. DOI: 10.46418/0021-3489_2024_68_04_20.
4. Keller K., Antonenko J., Weber K.H. High-Temperature Insulations. *ESA Bulletin*, 1994, no. 80. Available at: <https://www.esa.int/esapub/bulletin/bullet80/keller80.htm> (accessed: July 29, 2025).
5. Paderin L.Ya., Prusov B.V., Tokarev O.D. Study of thermal conductivity of porous thermal insulation materials at high temperatures. *Uchenye zapiski TsAGI*, 2011, vol. XLII, no. 4, pp. 77–83.
6. Tomak V.I., Burkov A.S., Rytsarev A.M., Tovstonog V.A. Experimental assessment of thermophysical characteristics of high-temperature thermal insulation materials. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Yestestvennye nauki*, 2020, no. 2, pp. 99–116. DOI: 10.18698/1812-3368-2020-2-99-116.
7. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Razmakhov M.G. Prerequisites for the selection of the structure model of highly porous fibrous materials to take into account the influence of technological factors and the calculation of heat transfer. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), pp. 109–118. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-109-118.

8. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Barinov D.Ya. Measurement of thermophysical properties rigid fiber insulation. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), pp. 88–98. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-88-98.
9. Struk A.A., Medvedev A.V., Razumeev K.E. Study of the dependence of the density of silica non-woven fibrous materials on the specific load. *Vestnik Vitebskogo gosudarstvennogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2024, no. 1, pp. 9–20. DOI: 10.24412/2079-7958-2024-1-9-20.
10. Zhukovskaya A.E., Kortel A.A., Sherman E.A. et al. Application of organosilicon polymers in the technology of corundum refractories. *Ogneupory*, 1980, no. 8, pp. 51–55.
11. Duderov I.G., Poluboyarinov D.N. Influence of porosity and structure of corundum refractories on their thermal conductivity. *Ogneupory*, 1963, no. 2, pp. 518–524.
12. Sharikov Yu.V., Markus A.A. Mathematical modeling of thermal fields in a fragment of a rotary kiln lining. *Metallurg*, 2013, no. 12, pp. 23–26.
13. Gubareva K.V., Popov A.I., Zinina S. A. et al. Modeling of heat transfer processes in a plate with variable thermophysical properties. *Nauchnoye obozreniye. Tekhnicheskiye nauki*, 2020, no. 6, pp. 52–57.
14. Lykov A.V. *Theory of heat conductivity: a textbook for universities*. Moscow: Vysshaya shkola, 1967, 600 p.
15. Kudinov V.A., Kartashov E.M., Stefanyuk E.V. *Technical Thermodynamics and Heat Transfer*. Moscow: Yurait, 2011, 560 p.
16. Dubskiy G.A., Egorova L.G., Kukhta Yu.B., Bondarenko E.G. Software for Mathematical Modeling of Thermophysical Processes in Layered Structures. *Informatsionnyye tekhnologii v proyektirovanii i proizvodstve*, 2010, no. 2, pp. 76–79.
17. Tugov V.V., Akimov I.A. Development of Mathematical Models of Heat Transfer in Multilayer Structures. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2020, no. 8-2, pp. 320–324.
18. Zverev V.G., Goldin V.D., Nazarenko V.A. Radiative-conductive heat transfer in fibrous heat-resistant insulation under thermal influence. *Teplofizika vysokikh temperatur*, 2008, vol. 46, no. 1, pp. 119–125.
19. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Barinov D.Ya., Krasnov L.L. Measurement of thermophysical properties of flexible thermal insulation. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 119–126. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 29, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-119-126.
20. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.L., Vorobyov N.N., Barbotko S.L. Evaluation of heat transfer in a flexible fibrous thermal insulation composite. *Inzhenerno-fizicheskiy zhurnal*, 2023, vol. 96, no. 3, pp. 593–606.
21. Kalabin A.L. Model of the structure of fibrous systems for studying thermophysical properties. *Matematicheskie metody v tekhnologiyakh i tekhnike*, 2021, no. 8, pp. 39–42. DOI: 1052348/2712-8873_MMTT_2021_8_39.
22. Shamparov E.Yu., Zhagrina I.N., Rode S.V. Heat transfer in lightweight thermal insulation materials. *Modern problems of engineering sciences: col. of sc. papers of Proceedings of the VI Int. Sc. and Tech. Symposium, Int. Sc. and Tech. Forum: in 2 vols*. Moscow, 2017, vol. 2, pp. 236–240.
23. Kutageladze S.S. *Fundamentals of Heat Transfer Theory*. 5th ed. Moscow: Atomizdat, 1979, 416 p.
24. Butakov V.V., Lugovoy A.A., Varrik N.M., Babashov V.G. Assessment of thermal conductivity of a layered highly porous thermal insulation material. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 120–129. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 29, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-120-129.
25. Butakov V.V., Shavnev A.A., Lugovoy A.A., Varrik N.M., Babashov V.G. An approach to the construction of a mathematical model of the passage of a heat front through a sample of a heat-shielding material under conditions of an unsteady heat flow. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), pp. 127–137. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-127-137.

26. Lugovoy A.A., Babashov V.G., Karpov Yu.V. The thermal diffusivity of the gradient thermal insulation material. *Trudy VIAM*, 2014, no. 2, pp. 17–22. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2025).
27. Butakov V.V., Lugovoy A.A., Varrik N.M., Babashov V.G. Simulation of the propagation of a heat front through a sample of a multilayer thermal insulation material under conditions of non-stationary heat flow. *Trudy VIAM*, 2022, no. 10 (116), pp. 128–139. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-128-139.
28. Kainarskii I.S., Degtyareva E.V., Orlova I.G. *Corundum Refractories and Ceramics*. Moscow: Metallurgiya, 1981, 168 p.
29. Chudnovsky A.F. *Thermophysical Characteristics of Dispersed Materials*. Moscow: Fizmatgiz, 1962, 456 p.
30. Mikheev M.A. *Fundamentals of Heat Transfer*. Moscow: Gosstroyizdat, 1956, 392 p.
31. Glebov S.V. *Lightweight Refractories*. Moscow: Metallurgizdat, 1945, pp. 73–75.
32. Maneshev I.O., Pravnik Yu.I., Sadykov R.A. et al. Experimental Determination of Thermal Conductivity Coefficients and Efficiency of Ultra-Thin Thermal Insulation Coatings. *Izvestiya KGASU*, 2013, no. 1 (23), pp. 135–142.
33. Karpov D.V., Pavlov M.V., Sinitsyn A.A. et al. Experimental and Calculated Determination of Thermal Conductivity Coefficient of a Solid Using Sand-Lime Brick as an Example by Active Thermal Non-Destructive Testing. *Vestnik TGASU*, 2014, no. 2, pp. 118–126.
34. *Test Rig for Qualitative Assessment of Thermal Insulation Materials*: pat 156904 Rus. Federation; appl. 25.09.14; publ. 20.11.15.

Информация об авторах

Бутаков Вячеслав Владимирович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Луговой Алексей Алексеевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Медведев Александр Викторович, старший научный сотрудник, д.т.н., АО «НПО Стеклопластик», info@npostek.ru

Демина Наталья Михайловна, ученый секретарь, д.т.н. АО «НПО Стеклопластик», info@npostek.ru

Information about the authors

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

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

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

Alexander V. Medvedev, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), JSC «NPO Stekloplastik», info@npostek.ru

Natalia M. Demina, Academic Secretary, Doctor of Sciences (Tech.), JSC «NPO Stekloplastik», info@npostek.ru

Статья поступила в редакцию 19.08.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.08.2025.

The article was submitted 19.08.2025; approved and accepted for publication after reviewing 25.08.2025.

Научная статья

УДК 543.51:669.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-215-224

АНАЛИЗ ВОЛЬФРАМА МЕТОДОМ МАСС-СПЕКТРОМЕТРИИ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ С ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ

А.В. Алексеев¹, П.В. Якимович¹

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

Аннотация. Определены примеси 34 элементов в вольфраме методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом. Описана подготовка пробы к анализу. Для достижения максимальных аналитических сигналов от всех искоемых элементов выбраны соответствующие параметры настройки оборудования. Спектральные интерференции устранены с помощью применения высокого разрешения. Рассчитаны коэффициенты относительной чувствительности для всех определяемых элементов с использованием метода рентгенофлуоресцентной спектроскопии.

Ключевые слова: масс-спектрометрия высокого разрешения с тлеющим разрядом, вольфрам, никелевые сплавы, определение вредных примесей

Для цитирования: Алексеев А.В., Якимович П.В. Анализ вольфрама методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 215–224. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-215-224.

Scientific article

ANALYSIS OF TUNGSTEN BY GLOW DISCHARGE HIGH-RESOLUTION MASS SPECTROMETRY

A.V. Alekseev¹, P.V. Yakimovich¹

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

Abstract. The impurities of 34 elements in tungsten by high-resolution glow discharge mass spectrometry was determined. The sample preparation for analysis is described. In order to achieve maximum analytical signals from all the elements corresponding equipment settings were selected. Spectral interferences were eliminated by using high resolution. Relative sensitivity coefficients for all determined elements were calculated using X-ray fluorescence spectroscopy.

Keywords: high resolution glow discharge mass spectrometry, tungsten, nickel alloys, determination of harmful impurities

For citation: Alekseev A.V., Yakimovich P.V. Analysis of tungsten by glow discharge high-resolution mass spectrometry. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 215–224. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-215-224.

Введение

В настоящее время вольфрам используется в различных отраслях промышленности и науки как основа различных тугоплавких и твердых (особенно на основе карбида вольфрама) сплавов. Вольфрам также применяется как легирующая добавка при производстве жаропрочных никелевых сплавов и сталей, нержавеющей, композиционных материалов (металлокерамические сплавы) [1–5].

Для производства качественных сплавов и композиционных материалов необходимо контролировать чистоту первичного вольфрама в части содержания примесей различных элементов. Сложность данной задачи возрастает для вольфрама высокой чистоты марки ШВЧ (ТУ 48-19-57–91): предельные содержания некоторых элементов составляют 0,0001 % (по массе) [6].

Методом классической спектрофотометрии возможно определить фосфор в вольфраме в диапазоне содержаний 0,0002–0,01 % (по массе). Навеску пробы растворяют в смеси фтористоводородной и азотной кислот (в соотношении 1:1), выпаривают досуха на закрытой плитке или песчаной бане, добавляют воду и вновь выпаривают досуха. Далее к раствору приливают раствор гидроксида калия и нагревают до полного растворения осадка. Затем добавляют нитрат кальция, полученный раствор фильтруют через двойной фильтр «синяя лента», промывая гидроксидом калия. Осадок растворяют азотной кислотой, добавляют молибдат аммония и ксиленовый оранжевый, получая комплексное соединение, окрашенное в зеленый цвет. Оптическую плотность окрашенного раствора измеряют при длине волны 540 нм на фотоэлектроколориметре с зеленым светофильтром в кювете с толщиной поглощающего слоя 50 мм [7].

Серу в вольфраме в диапазоне содержаний 0,0005–0,05 % (по массе) определяют фототитриметрическим методом. Анализируемый образец помещают на фарфоровую лодочку и сжигают при подаче кислорода при температуре 1200–1350 °С. Сера сгорает до сернистого газа, который затем в абсорбционном сосуде поглощается водой с образованием сернистой кислоты. Сернистую кислоту титруют раствором йода в йодистом калии в присутствии индикатора – крахмала [8]. Приведенные методики имеют высокую точность, однако характеризуются недостаточными пределами определения, чрезвычайно длительны и трудоемки.

Методом спектрального анализа определяют примеси 26 элементов в вольфраме в широких диапазонах содержаний. Для проведения анализа пробу вольфрама предварительно переводят в оксид, прокаливая образцы в муфельной печи при температуре 600–650 °С либо растворяя в перексиде водорода с последующим выпариванием и прокаливанием сухого остатка. Далее порошок оксида вольфрама смешивают с угольной смесью. Испарение пробы и возбуждение спектра проводят в дуге постоянного тока. Электрод с пробой служит анодом дуги. Затем по полученным спектрам и с использованием стандартных образцов рассчитывают содержание определяемых элементов [9]. К недостаткам метода можно отнести сложность подготовки пробы и необходимость наличия твердых стандартных образцов.

Рентгенофлуоресцентный анализ позволяет одновременно определить примеси 10 элементов в вольфраме [10]. Метод основан на измерении спектров характеристического рентгеновского излучения, испускаемого анализируемым веществом и возникающего вследствие электронных переходов между внутренними электронными уровнями атома. Подготовка проб для данного метода анализа значительно проще, чем для спектрального метода. Однако основным его недостатком остается матричный эффект – влияние на интенсивность характеристического рентгеновского излучения одного элемента в присутствии других элементов. Поэтому чаще всего рентгенофлуоресцентный анализ проводят с использованием стандартных образцов состава анализируемого материала с последующей коррекцией полученных градуировочных зависимостей.

Метод атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой позволяет определить содержание одновременно нескольких элементов в различных материалах. Метод основан на возбуждении спектра атомов определяемых элементов индуктивно связанной плазмой с последующей регистрацией излучения спектральных линий фотоэлектрическим способом. При проведении анализа используют зависимость интенсивностей спектральных линий элементов от их массовых долей в пробе. В работе [11] определены примеси 16 элементов в вольфраме. К недостаткам этого метода можно также отнести наличие большого количества спектральных интерференций (наложений), что делает невозможным определение примесей некоторых элементов.

В настоящее время одним из наиболее популярных методов определения примесей в материалах различного состава является масс-спектрометрия с индуктивно связанной плазмой (ИСП-МС) [12]. Метод позволяет одновременно определить большое количество элементов и отличается низкими пределами обнаружения, простой пробоподготовкой с использованием микроволнового разложения пробы в смеси кислот. Вместе с тем ИСП-МС имеет и ряд недостатков, основным из которых является наличие спектральных интерференций сигналов (массовых пиков) от разных элементов друг на друга, что затрудняет анализ объектов сложного состава [13]. Для решения данной проблемы используют реакционно-столкновительные ячейки, математическую коррекцию, уменьшение выходной мощности генератора плазмы и др. В работе [14] описано определение 29 примесных элементов в оксиде вольфрама методом ИСП-МС. Для снижения пределов определения использовали электротермическое испарение проб.

Наиболее подходящим методом анализа материалов высокой чистоты является масс-спектрометрия высокого разрешения с тлеющим разрядом (МСТР), позволяющая проводить полный элементный анализ в широком диапазоне концентраций непосредственно из твердого образца без длительной пробоподготовки и разбавления. Наличие масс-анализатора с двойной фокусировкой ионов высокого разрешения дает возможность преодолевать подавляющее большинство спектральных интерференций [15]. Содержание искомых элементов можно рассчитать с применением минимального количества (в большинстве случаев достаточно одного) стандартных образцов состава анализируемого материала благодаря широкому диапазону линейности и стабильности работы источника ионизации. При этом способе пробоотбора матричные эффекты меньше, чем при искровом и в индуктивно связанной плазме [16].

Цель работы – исследование возможности анализа (определение 34 элементов) вольфрама высокой чистоты марки ШВЧ (ТУ 48-19-57-91) методом МСТР путем выбора условий эксперимента и расчета коэффициентов относительной чувствительности (КОЧ) определяемых элементов с использованием метода рентгенофлуоресцентной спектроскопии.

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

Материалы и методы

Для исследований использовали масс-спектрометр высокого разрешения с тлеющим разрядом. Для достижения максимальных аналитических сигналов определяемых элементов выполняли автоматическую настройку рабочих параметров прибора в соответствии со стандартной процедурой подготовки, заданной производителем (табл. 1). Прибор имеет три фиксированных разрешения: 300 (низкое – LR), 4000 (среднее – MR) и 10000 (высокое – HR). Это позволяет практически полностью устранить спектральные интерференции. Прибор также обладает более высокой чувствительностью по сравнению с квадрупольным масс-анализатором низкого разрешения (метод ИСП-МС).

Параметры масс-спектрометра

Параметр	Значение параметра
Источник тлеющего разряда (источник GD)	Типа Гримма (с плоским катодом), работающий в режиме «fast flow» (расход аргона составляет 100–1000 мл/мин)
Материал анода и трубки потока (позволяет определять содержание серы <2 ppm)	Особо чистый графит с пиролитическим покрытием, внутренний диаметр анода составляет 8 мм
Материал конуса интерфейса (позволяет определять содержание серы <2 ppm)	Особо чистый графит
Давление аргона в источнике тлеющего разряда	1 мбар (0,1 МПа)
Расход разрядного газа (с содержанием Ar $\geq 99,998\%$)	425 мл/мин
Ток разряда	50 мА (режим непрерывного постоянного тока)
Напряжение разряда	Не более 1400 В
Разрешение масс-анализатора	300, 4000 и 10000
Напряжение на фокусной линзе	–1200 В
Предварительный прожиг образца для удаления поверхностных загрязнений и стабилизации сигналов основы	Не менее 2 мин

Первичную обработку поверхности образцов проводили на плоскошлифовальном станке с применением алмазных абразивов (абразивы на других основах применять нельзя из-за возможного загрязнения сторонними элементами).

Сбор и обработку данных проводили с использованием программного обеспечения масс-спектрометра.

Для коррекции КОЧ использовали результаты, полученные на рентгенофлуоресцентном спектрометре. Для сравнительных испытаний применяли масс-спектрометр с индуктивно связанной плазмой (анализ выполняли из раствора) и газоанализатор для одновременного определения углерода и серы.

В качестве объекта исследования использовали образец вольфрама высокой чистоты марки ШВЧ (ТУ 48-19-57–91).

Результаты и обсуждение

Выбор изотопов определяемых элементов

Перед началом анализа необходимо выбрать изотопы определяемых элементов (B, Mg, Al, Si, P, S, Ca, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, As, Se, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, In, Sn, Sb, Te, Hf, Ta, Re, Tl, Pb, Bi), учитывая их максимальную распространенность для достижения наибольшего аналитического сигнала с минимальным количеством возможных интерференций (табл. 2) [13].

Разрешение прибора для каждого элемента выбирали с тем расчетом, чтобы устранить все возможные интерференции. Аналитические сигналы должны быть максимальными, так как при увеличении разрешения чувствительность прибора уменьшается.

Таблица 2

Изотопы определяемых элементов, их основные интерференции и разрешение прибора

Изотоп	Распространенность изотопа, %	Мешающие ионы	Необходимое разрешение	Разрешение прибора
11B	80,18	—	—	LR
24Mg	78,99	$^{12}\text{C}^{12}\text{C}^+$	1604	LR, MR
27Al	100	$^{12}\text{C}^{15}\text{N}^+$, $^{13}\text{C}^{14}\text{N}^+$	1453, 1085	LR, MR
28Si	92,2	$^{12}\text{C}^{16}\text{O}^+$, $^{14}\text{N}^{14}\text{N}^+$	1557, 958	MR
31P	100	$^{15}\text{N}^{16}\text{O}^+$, $^{14}\text{N}^{16}\text{OH}^+$	1457, 967	MR
32S	95,02	$^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$	1802	MR
44Ca	2,09	$^{28}\text{Si}^{16}\text{O}^+$, $^{12}\text{C}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$, $^{14}\text{N}^{14}\text{N}^{16}\text{O}^+$	2687, 1281, 965	MR
47Ti	7,44	—	—	LR
51V	99,75	—	—	LR
52Cr	83,79	$^{40}\text{Ar}^{12}\text{C}^+$, $^{36}\text{Ar}^{16}\text{O}^+$	2375, 2367	LR, MR
55Mn	100	$^{40}\text{Ar}^{15}\text{N}^+$	2248	LR, MR
56Fe	91,75	$^{40}\text{Ar}^{16}\text{O}^+$	2503	MR
59Co	100	$^{58}\text{NiH}^+$	5906	LR
60Ni	26,22	$^{59}\text{CoH}^+$	5853	LR
63Cu	69,17	$^{47}\text{Ti}^{16}\text{O}^+$	3687	MR
66Zn	27,9	$^{50}\text{Ti}^{16}\text{O}^+$, $^{50}\text{Cr}^{16}\text{O}^+$	4827, 4419	MR
71Ga	39,89	$^{55}\text{Mn}^{16}\text{O}^+$, $^{142}\text{Nd}^{++}$, $^{142}\text{Ce}^{++}$	8587, 2432, 2371	MR, HR
75As	100	$^{59}\text{Co}^{16}\text{O}^+$, $^{58}\text{Ni}^{16}\text{OH}^+$, $^{150}\text{Nd}^{++}$	11509, 4544, 1929	MR, HR
82Se	8,73	^{82}Kr , $^{50}\text{Ti}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$, $^{50}\text{Cr}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$, $^{40}\text{Ar}^{40}\text{Ar}^{1}\text{H}^1\text{H}^+$	25361 (82Se справа), 4577, 4276, 3455	MR
91Zr	11,22	$^{51}\text{V}^{40}\text{Ar}^+$	129866	LR
93Nb	100	—	—	LR
95Mo	15,92	—	—	LR
107Ag	51,84	$^{91}\text{Zr}^{16}\text{O}^+$	23494	LR
111Cd	12,80	$^{95}\text{Mo}^{16}\text{O}^+$	32332	LR
115In	95,71	$^{99}\text{Ru}^{16}\text{O}^+$, ^{115}Sn	37921, 212783	LR
119Sn	8,585	—	—	LR
121Sb	57,21	—	—	LR
126Te	18,95	$^{94}\text{Mo}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$	14987	LR
178Hf	27,28	—	—	LR
181Ta	99,99	—	—	LR
185Re	37,43	—	—	LR
205Tl	70,48	—	—	LR
207Pb	22,08	—	—	LR
209Bi	100	$^{177}\text{Hf}^{16}\text{O}^{16}\text{O}^+$	4413	LR, MR

Расчет коэффициентов относительной чувствительности

В методе МСТР для количественной оценки результатов анализа используют КОЧ, значения которых можно получить путем анализа стандартного образца, идентичного или близкого по составу определяемой матрице. В случае отсутствия стандартного образца первоначально применяют уже имеющиеся («вшитые» в программное обеспечение масс-спектрометра) КОЧ для железной матрицы. Далее проводят анализ пробы вольфрама с использованием «вшитых» КОЧ. Полученные данные сравнивают с

результатами анализа этой же пробы методом рентгенофлуоресцентной спектроскопии в режиме безэталоного анализа. Данные рентгенофлуоресцентной спектроскопии загружают в программное обеспечение масс-спектрометра, происходит автоматический расчет КОЧ всех искоемых элементов для вольфрама (табл. 3).

Таблица 3

Коэффициенты относительной чувствительности (КОЧ), рассчитанные для анализа вольфрама методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом

Элемент	КОЧ	Элемент	КОЧ	Элемент	КОЧ	Элемент	КОЧ
B	5,20	Cr	1,10	Se	4,08	Te	3,58
Mg	1,01	Mn	0,88	Zr	0,69	Hf	0,89
Al	0,95	Fe	1,00	Nb	0,93	Ta	1,40
Si	2,29	Co	1,04	Mo	0,98	Re	0,97
P	6,09	Ni	1,30	Ag	1,45	Tl	1,92
S	5,00	Cu	1,92	Cd	3,00	Pb	1,61
Ca	0,52	Zn	1,94	In	1,42	Bi	1,69
Ti	0,51	Ga	1,23	Sn	1,30		
V	0,78	As	4,19	Sb	3,62		

Далее полученные значения КОЧ использовали для расчета концентраций определяемых элементов. Для этого первоначально определяют относительную интенсивность изотопов (Ion Beam Ratio – IBR), рассчитываемую для элемента x [14]:

$$IBR_x = \frac{I_x / A_x}{\sum (I_i / A_i)},$$

где I_x – значение интенсивности изотопа определяемого элемента x (имп./с); A_x – распространенность изотопа определяемого элемента x , %. В знаменателе указана сумма значений интенсивности всех определяемых элементов пробы, а не только интенсивность матричного элемента (или внутреннего стандарта).

Далее вычисляют концентрацию определяемого элемента:

$$C_x = \frac{RSF_x}{IBR_x},$$

где RSF_x – коэффициент относительной чувствительности элемента x .

Выбор времени абляции

Для получения достоверных результатов анализа необходимо подобрать время абляции (прожига) образца тлеющим разрядом, при этом достичь полного удаления с поверхности пробы загрязнений и стабильности (выхода на плато) содержаний определяемых элементов. Проанализированы пробы исследуемого образца и рассчитаны концентрации элементов, полученные в разное время абляции. На рис. 1 представлены зависимости относительной концентрации некоторых элементов от времени абляции. Относительная концентрация элементов определяется по формуле

$$C_{отн} = C_{абс} / C_{мин},$$

где $C_{абс}$ – абсолютная концентрация элементов; $C_{мин}$ – минимальная определяемая концентрация элементов.

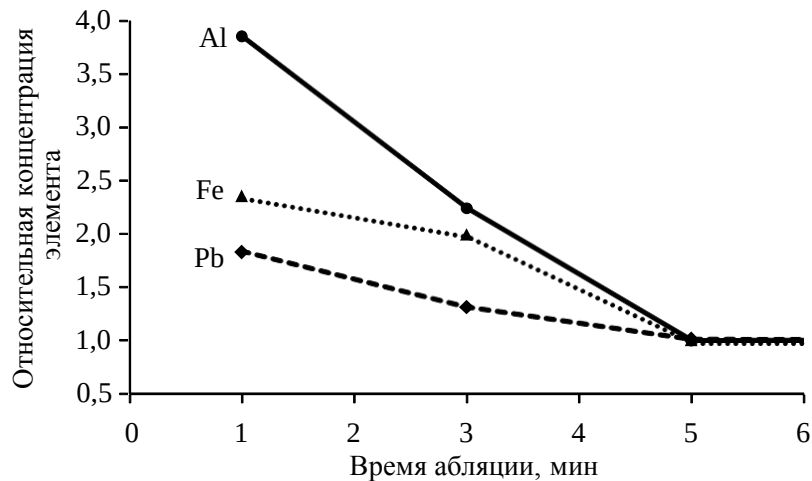


Рис. 1. Зависимости относительной концентрации элементов от времени абляции

Полное удаление с поверхности пробы загрязнений и выход на плато концентраций определяемых элементов достигаются уже после 5 мин прожига. Таким образом, для анализа вольфрама методом МСТР необходимо выполнять предварительную абляцию в течение 5 мин.

На рис. 2 представлен образец вольфрама после анализа методом МСТР.

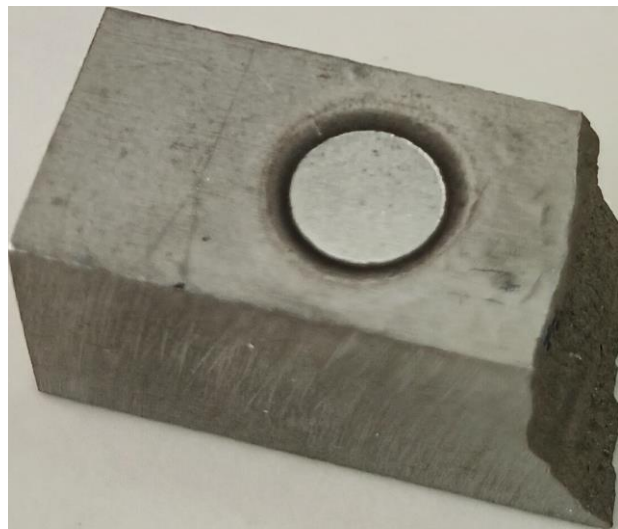


Рис. 2. Образец вольфрама после анализа методом масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом

Результаты анализа вольфрама

В табл. 4 представлены результаты анализа вольфрама методом МСТР. В качестве аттестованного значения указаны данные, полученные методами ИСП-МС и газового анализа (для S).

Для всех аттестованных элементов подтверждается точность полученных результатов (аттестованное значение попадает в доверительный интервал полученного значения). При этом чистота кремния, рассчитанная как разница 100 % и суммы концентраций примесей, составила 99,98 % (по массе).

Таблица 4

**Результаты определения примесей в образце вольфрама методом масс-спектрометрии
высокого разрешения с тлеющим разрядом ($n = 4$, $P = 0,95$)**

Элемент	Массовая доля элемента, мкг/кг		Элемент	Массовая доля элемента, мкг/кг	
	полученное значение	аттестованное значение		полученное значение	аттестованное значение
B	<0,01	<1	As	0,02±0,01	<1
Mg	0,02±0,01	<1	Se	0,06±0,02	<1
Al	0,02±0,01	<1	Zr	0,10±0,03	<1
Si	8±2	7±2	Nb	0,04±0,02	<1
P	0,09±0,03	<5	Mo	2,0±0,7	<5
S	1,0±0,3	<5	Ag	<0,01	<1
Ca	2±1	<5	Cd	<0,01	<1
Ti	1,0±0,3	<5	In	<0,01	<1
V	0,10±0,03	<1	Sn	<0,01	<1
Cr	8±2	9±2	Sb	0,05±0,02	<1
Mn	0,10±0,03	<1	Te	0,02±0,01	<1
Fe	5±2	5±3	Hf	<0,01	<1
Co	0,20±0,06	<1	Ta	0,07±0,03	<1
Ni	5±2	6±3	Re	4,0±1,0	<5
Cu	0,30±0,05	<1	Tl	0,04±0,20	<1
Zn	0,70±0,10	<1	Pb	0,30±0,09	0,20±0,10
Ga	0,20±0,07	<1	Bi	<0,01	<0,1

Заключения

На основе проделанной работы можно сделать следующие выводы:

- методом МСТР возможно проводить анализ вольфрама (определять примеси 34 элементов);
- для расчета КОЧ возможно использовать результаты метода рентгенофлуоресцентной спектроскопии;
- время предварительной абляции должно составлять ≥ 5 мин;
- достоверность результатов анализа подтверждена данными, полученными с использованием методов ИСП-МС и газового анализа.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
2. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Крамер В.В. Разработка нового жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 и технологии его производства для литья методом направленной кристаллизации рабочих лопаток перспективных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). С. 11–18. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18.
3. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // *Труды ВИАМ*. 2020. № 3 (87). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
4. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 30–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.

5. 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). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
6. Каблов Е.Н., Чабина Е.Б., Морозов Г.А., Муравская Н.П. Оценка соответствия новых материалов с использованием СО и МИ высокого уровня // *Компетентность*. 2017. № 2. С. 40–46.
7. ГОСТ 14339.3–91. Вольфрам. Методы определения содержания фосфора. М.: Изд-во стандартов, 1991. С. 3–6.
8. ГОСТ 14339.2–82. Вольфрам. Методы определения содержания серы. М.: Изд-во стандартов, 1982. С. 1–3.
9. ГОСТ 14339.5–91. Вольфрам. Методы спектрального анализа. М.: Изд-во стандартов, 1991. С. 2–4.
10. ASTM B890–20. Standard test method for determination of metallic constituents of tungsten alloys and tungsten hardmetals by X-Ray fluorescence spectrometry. ASTM International, 2012. P. 1–5.
11. Brenner I., Erlich S., Vial G. et al. Direct trace element analysis of tungsten powders, alloys and related materials by inductively coupled plasma atomic emission spectrometry (ICP-AES) // *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*. 1987. Vol. 2. P. 637–644.
12. Hu J., Wang H. Determination of Trace Elements in Super Alloy by ICP-MS // *Mikrochimica Acta*. 2001. Vol. 137. P. 149–155.
13. Пупышев А.А., Эпова Е.Н. Спектральные помехи полиатомных ионов в методе масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой // *Аналитика и контроль*. 2001. Т. 5. № 4. С. 335–369.
14. Medvedev N., Volzhenin A., Saprykin A. Determination of trace elements in high-purity tungsten by electrothermal vaporization inductively coupled plasma mass spectrometry // *Microchemical Journal*. 2020. Vol. 157. P. 1–8.
15. Jakubowski N., Prohaska T., Rottmann L., Vanhaecke F. Inductively coupled plasma- and glow discharge plasma-sector field mass spectrometry. Part I. Tutorial: Fundamentals and instrumentation // *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*. 2011. Vol. 26. P. 693–726.
16. Ганеев А.А., Губаль А.Р., Усков К.Н., Потапов С.В. Аналитическая масс-спектрометрия с тлеющим разрядом // *Известия Академии наук. Серия химическая*. 2012. № 4. С. 1–15.

References

1. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
2. Min P.G., Vadeev V.E., Kramer V.V. The development of the new VZhM200 superalloy and the technology of its production for casting of the advanced engines' blades by the directional crystallization. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), pp. 11–18. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18.
3. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
4. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaew M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 30–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
5. 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), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.

6. Kablov E.N., Chabina E.B., Morozov G.A., Muravskaya N.P. Conformity assessment of new materials using high-level CRMs and MI. *Kompetentnost*, 2017, no. 2, pp. 40–46.
7. State Standard 14339.3–91. *Tungsten. Methods for determination of phosphorus content*. Moscow: Publ. house of standards, 1991, pp. 3–6.
8. State Standard 14339.2–82. *Tungsten. Methods for determination of sulfur content*. Moscow: Publ. house of standards, 1982, pp. 1–3.
9. State Standard 14339.5–91. *Tungsten. Methods of spectral analysis*. Moscow: Publ. house of standards, 1991, pp. 2–4.
10. ASTM B890–20. *Standard test method for determination of metallic constituents of tungsten alloys and tungsten hardmetals by X-Ray fluorescence spectrometry*. ASTM International, 2012, pp. 1–5.
11. Brenner I., Erlich S., Vial G. et al. Direct trace element analysis of tungsten powders, alloys and related materials by inductively coupled plasma atomic emission spectrometry (ICP-AES). *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*, 1987, vol. 2, pp. 637–644.
12. Hu J., Wang H. Determination of Trace Elements in Super Alloy by ICP-MS. *Mikrochimica Acta*, 2001, vol. 137, pp. 149–155.
13. Pupyshv A.A., Epova E.N. Spectral interference of polyatomic ions in the method of mass spectrometry with inductively coupled plasma. *Analitika i kontrol*, 2001, vol. 5, no. 4, pp. 335–369.
14. Medvedev N., Volzhenin A., Saprykin A. Determination of trace elements in high-purity tungsten by electrothermal vaporization inductively coupled plasma mass spectrometry. *Microchemical Journal*, 2020, vol. 157, pp. 1–8.
15. Jakubowski N., Prohaska T., Rottmann L., Vanhaecke F. Inductively coupled plasma- and glow discharge plasma-sector field mass spectrometry. Part I. Tutorial: Fundamentals and instrumentation. *Journal of Analytical Atomic Spectrometry*, 2011, vol. 26, pp. 693–726.
16. Ganeev A.A., Gubal A.R., Uskov K.N., Potapov S.V. Analytical mass spectrometry with glow discharge. *Izvestiya Akademii nauk. Seriya khimicheskaya*, 2012, no. 4, pp. 1–15.

Информация об авторах

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

Якимович Павел Витальевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Статья поступила в редакцию 08.09.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.09.2025.

The article was submitted 08.09.2025; approved and accepted for publication after reviewing 18.09.2025.

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