

№10
(164)
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

№ 10 (164) октябрь 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:

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>

Сетевое издание зарегистрировано Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций. Регистрационный номер 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

CONTENTS

Жаропрочные сплавы и стали

Севальнев Г.С., Дорошенко А.В., Коробова Е.Н. Влияние фазового состава и комбинаций термической обработки на твердость и триботехнические характеристики высокоуглеродистой комплексно-легированной подшипниковой стали

Афанасьева Е.С., Свиридов А.В., Пантелеев М.Д., Попов К.Н. Исследование структуры и свойств сварных соединений синтезированных материалов на основе никеля, кобальта, титана и железа

Битюцкая О.Н., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Лонская Н.А., Авдеев В.В., Востриков А.В. Формирование структуры при литье и термической обработке жаропрочного никелевого сплава с пониженным содержанием рения для турбинных лопаток

Легкие сплавы

Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Дементьев З.С., Рогалев А.М., Лобанова М.В. Особенности лазерной очистки алюминиевого сплава

Несолонов А.В., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Перспективы изготовления групповых заготовок лопаток компрессора из жаропрочных титановых сплавов BT41 и BT46 методом горячей деформации в изотермических условиях

Полимерные материалы

Пушница А.С., Венедиктова М.А., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Сравнительный анализ морфологии и термоокислительной стабильности бинарных и тройных смесей БНК–ТЭП, вулканизированных пероксидом

Аляутдинова Г.Р., Евдокимов А.А., Ворончихин В.Д., Венедиктова М.А., Сергеев А.В. Фторкаучуки, используемые для разработки резиновых смесей, применяемых в топливных системах авиационной техники (обзор)

Композиционные материалы

Прокопенков В.Г., Загора А.Г., Шошева А.Л., Долгова Е.В., Курносоев А.О. Влияние постотверждения на свойства стеклопластика на основе бисмалеинимидного связующего

Heat-resistant alloys and steels

Sevalnev G.S., Doroshenko A.V., Korobova E.N. Influence of phase composition and heat treatment combinations on the hardness and tribological characteristics of high-carbon complex-alloyed bearing steel

Afanasyeva E.S., Sviridov A.V., Panteleev M.D., Popov K.N. Research of the structure and properties of welded joints of synthesized materials based on nickel, cobalt, titanium and iron

Bityutskaya O.N., Petrushin N.V., Visik E.M., Lonskaya N.A., Avdeev V.V., Vostrikov A.V. Structure formation during casting and thermal treatment of a nickel-based superalloy with reduced rhenium content for turbine blades

Light-metal alloys

Panteleev M.D., Sviridov A.V., Dementev Z.S., Rogalev A.M., Lobanova M.V. Features of laser cleaning of aluminum alloy

Nesolenov A.V., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Kondratyeva A.R., Kalashnikov V.S. Prospects for manufacturing compressor blade group forgings from heat-resistant titanium alloys VT41 and VT46 via isothermal hot deformation

Polymer materials

Pushnitsa A.S., Venediktova M.A., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Comparative analysis of morphology and thermal oxidative stability of binary and ternary BNR–TPE blends cured with peroxide

Alyautdinova G.R., Evdokimov A.A., Voronchikhin V.D., Venediktova M.A., Sergeev A.V. Fluoroelastomers used for the development of rubber compounds applied in aircraft fuel systems (review)

Composite materials

Prokopenkov V.G., Zagora A.G., Shosheva A.L., Dolgova E.V., Kurnosov A.O. Influence of post-curing on properties of glass-reinforced plastics based on bismaleimide binder

- Мельников Д.А., Албагачиев А.Ю., Рыбин А.А., Славин А.В.** Теоретические основы применения вибрационных технологий при изготовлении стеклопластиковых труб 133
- Старцев В.О., Нечаев А.А.** Исследование рельефа поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натурных и ускоренных климатических испытаниях 146
- Макрушин К.В., Баранников А.А., Ищенко И.А., Платонов М.М., Бабин А.Н.** Пути достижения пожаробезопасности тканепленочных материалов, применяемых для изготовления гибких трубопроводов систем кондиционирования воздуха 161
- Дворецкая Е.В., Бахметьев М.В., Колмаков А.О., Валеев Р.А., Бузенков А.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б.** Лазерная печать магнитных изображений на микромагнитах (PrDy)(FeCo)B 174
- Гуняева А.Г., Клименко О.Н., Мишкин С.И., Ткачук А.И., Акомелков Г.А.** Полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем для защиты от молниевых разрядов элементов из ПКМ вертолетной техники 185
- Melnikov D.A., Albagachiev A.Yu., Rybin A.A., Slavin A.V.** Theoretical foundations of the application of vibration technologies in the manufacture of fiberglass pipes
- Startsev V.O., Nechaev A.A.** Study of the surface relief of VPS-53/T-25 glass-fiber-reinforced plastic under full-scale and accelerated climatic testing
- Makrushin K.V., Barannikov A.A., Ishchenko I.A., Platonov M.M., Babin A.N.** Ways to achieve fire safety of fabric-film materials used in the manufacturing of flexible airconditioning pipelines
- Dvoretzskaya E.V., Bakhmetyev M.V., Kolmakov A.O., Valeev R.A., Buzenkov A.V., Piskorsky V.P., Morgunov R.B.** Laser printing of magnetic images on (PrDy)(FeCo)B micro-magnets
- Gunyaeva A.G., Klimenko O.N., Mishkin S.I., Tkachuk A.I., Akomelkov G.A.** Polymer film coating with an integrated metal layer for protection against lightning discharges of helicopter equipment elements made of polymer composite material (PCM)

Защитные и функциональные покрытия

- Турченко М.В., Лебедева Ю.Е., Бутузов А.В., Чайникова А.С., Гамазина М.В., Светогоров К.И.** Получение керамики на основе оксида циркония методом стереолитографии 197
- Измалков Д.А., Зверев Ю.К., Кожухаров М.С., Ахмадиева К.Р., Ткачук А.И.** Атмосферостойкое акрил-уретановое покрытие на основе гидроксилсодержащего акрилового сополимера 208
- Сорокин И.А., Мекалина И.В.** Обзор применений широкополосного импульсного излучения для модификации свойств полупрозрачных тонкопленочных покрытий 219

Protective and functional coatings

- Turchenko M.V., Lebedeva Yu.E., Butuzov A.V., Chaynikova A.S., Gamazina M.V., Svetogorov K.I.** Production of zirconium oxide-based ceramics by stereolithography
- Izmalkov D.A., Zverevich Yu.K., Kozhukharov M.S., Akhmadieva K.R., Tkachuk A.I.** Weather-resistant acrylic-urethane coating based on hydroxyl-containing acrylic copolymer
- Sorokin I.A., Mekalina I.V.** A review on broadband pulsed light applications for properties modification of semitransparent thin-film coatings

Испытания материалов

- Пичугин С.С., Косарина Е.И., Акбулатов Р.Р., Панин П.В.** Применение вихретокового метода для оценки остаточных напряжений по глубине деталей из интерметаллидного TiAl-сплава, полученных с использованием аддитивных технологий 235
- Севостьянов Н.В., Пастух Е.С., Сорокин О.Ю., Викулин В.В.** Закономерности сухого трения SiC с материалами разного типа при низких скоростях. Часть 1 247
- Морозова Л.В., Наприенко С.А., Григоренко В.Б.** Применение методов фрактографии при разработке материалов и установлении причин разрушения 261
- Леднев И.С.** Оборудование и оснастка для проведения магнитопорошкового контроля авиационных материалов 276

Material tests

- Pichugin S.S., Kosarina E.I., Akbulatov R.R., Panin P.V.** Application of the eddy current method for estimating residual stresses over the depth of intermetallic TiAl-alloy parts obtained using additive technologies
- Sevostyanov N.V., Pastukh E.S., Sorokin O.Yu., Vikulin V.V.** Patterns of SiC dry friction with different types of materials at low speeds. Part 1
- Morozova L.V., Naprienko S.A., Grigorenko V.B.** Application of fractography methods in the development of materials and failure analysis
- Lednev I.S.** Equipment and accessories for conducting magnetic powder control of aviation materials

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Жаропрочные сплавы и стали

Севальнев Г.С., Дорошенко А.В., Коробова Е.Н. Влияние фазового состава и комбинаций термической обработки на твердость и триботехнические характеристики высокоуглеродистой комплексно-легированной подшипниковой стали

Афанасьева Е.С., Свиридов А.В., Пантелеев М.Д., Попов К.Н. Исследование структуры и свойств сварных соединений синтезированных материалов на основе никеля, кобальта, титана и железа

Битюцкая О.Н., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Лонская Н.А., Авдеев В.В., Востриков А.В. Формирование структуры при литье и термической обработке жаропрочного никелевого сплава с пониженным содержанием рения для турбинных лопаток

Легкие сплавы

Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Дементьев З.С., Рогалев А.М., Лобанова М.В. Особенности лазерной очистки алюминиевого сплава

Несолонов А.В., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Перспективы изготовления групповых заготовок лопаток компрессора из жаропрочных титановых сплавов BT41 и BT46 методом горячей деформации в изотермических условиях

Полимерные материалы

Пушница А.С., Венедиктова М.А., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Сравнительный анализ морфологии и термоокислительной стабильности бинарных и тройных смесей БНК–ТЭП, вулканизированных пероксидом

Аляутдинова Г.Р., Евдокимов А.А., Ворончихин В.Д., Венедиктова М.А., Сергеев А.В. Фторкаучуки, используемые для разработки резиновых смесей, применяемых в топливных системах авиационной техники (обзор)

Композиционные материалы

Прокопенков В.Г., Загора А.Г., Шошева А.Л., Долгова Е.В., Курносоев А.О. Влияние постотверждения на свойства стеклопластика на основе бисмалеинимидного связующего

Heat-resistant alloys and steels

Sevalnev G.S., Doroshenko A.V., Korobova E.N. Influence of phase composition and heat treatment combinations on the hardness and tribological characteristics of high-carbon complex-alloyed bearing steel

Afanasyeva E.S., Sviridov A.V., Panteleev M.D., Popov K.N. Research of the structure and properties of welded joints of synthesized materials based on nickel, cobalt, titanium and iron

Bityutskaya O.N., Petrushin N.V., Visik E.M., Lonskaya N.A., Avdeev V.V., Vostrikov A.V. Structure formation during casting and thermal treatment of a nickel-based superalloy with reduced rhenium content for turbine blades

Light-metal alloys

Panteleev M.D., Sviridov A.V., Dementev Z.S., Rogalev A.M., Lobanova M.V. Features of laser cleaning of aluminum alloy

Nesolenov A.V., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Kondratyeva A.R., Kalashnikov V.S. Prospects for manufacturing compressor blade group forgings from heat-resistant titanium alloys VT41 and VT46 via isothermal hot deformation

Polymer materials

Pushnitsa A.S., Venediktova M.A., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Comparative analysis of morphology and thermal oxidative stability of binary and ternary BNR–TPE blends cured with peroxide

Alyautdinova G.R., Evdokimov A.A., Voronchikhin V.D., Venediktova M.A., Sergeev A.V. Fluoroelastomers used for the development of rubber compounds applied in aircraft fuel systems (review)

Composite materials

Prokopenkov V.G., Zagora A.G., Shosheva A.L., Dolgova E.V., Kurnosov A.O. Influence of post-curing on properties of glass-reinforced plastics based on bismaleimide binder

- Мельников Д.А., Албагачиев А.Ю., Рыбин А.А., Славин А.В.** Теоретические основы применения вибрационных технологий при изготовлении стеклопластиковых труб 133
- Старцев В.О., Нечаев А.А.** Исследование рельефа поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натурных и ускоренных климатических испытаниях 146
- Макрушин К.В., Баранников А.А., Ищенко И.А., Платонов М.М., Бабин А.Н.** Пути достижения пожаробезопасности тканепленочных материалов, применяемых для изготовления гибких трубопроводов систем кондиционирования воздуха 161
- Дворецкая Е.В., Бахметьев М.В., Колмаков А.О., Валеев Р.А., Бузенков А.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б.** Лазерная печать магнитных изображений на микромагнитах (PrDy)(FeCo)B 174
- Гуняева А.Г., Клименко О.Н., Мишкин С.И., Ткачук А.И., Акомелков Г.А.** Полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем для защиты от молниевых разрядов элементов из ПКМ вертолетной техники 185
- Melnikov D.A., Albagachiev A.Yu., Rybin A.A., Slavin A.V.** Theoretical foundations of the application of vibration technologies in the manufacture of fiberglass pipes
- Startsev V.O., Nechaev A.A.** Study of the surface relief of VPS-53/T-25 glass-fiber-reinforced plastic under full-scale and accelerated climatic testing
- Makrushin K.V., Barannikov A.A., Ishchenko I.A., Platonov M.M., Babin A.N.** Ways to achieve fire safety of fabric-film materials used in the manufacturing of flexible air conditioning pipelines
- Dvoretzskaya E.V., Bakhmetyev M.V., Kolmakov A.O., Valeev R.A., Buzenkov A.V., Piskorsky V.P., Morgunov R.B.** Laser printing of magnetic images on (PrDy)(FeCo)B micro-magnets
- Gunyaeva A.G., Klimenko O.N., Mishkin S.I., Tkachuk A.I., Akomelkov G.A.** Polymer film coating with an integrated metal layer for protection against lightning discharges of helicopter equipment elements made of polymer composite material (PCM)

Защитные и функциональные покрытия

- Турченко М.В., Лебедева Ю.Е., Бутузов А.В., Чайникова А.С., Гамазина М.В., Светогоров К.И.** Получение керамики на основе оксида циркония методом стереолитографии 197
- Измалков Д.А., Зверев Ю.К., Кожухаров М.С., Ахмадиева К.Р., Ткачук А.И.** Атмосферостойкое акрил-уретановое покрытие на основе гидроксилсодержащего акрилового сополимера 208
- Сорокин И.А., Мекалина И.В.** Обзор применений широкополосного импульсного излучения для модификации свойств полупрозрачных тонкопленочных покрытий 219

Protective and functional coatings

- Turchenko M.V., Lebedeva Yu.E., Butuzov A.V., Chaynikova A.S., Gamazina M.V., Svetogorov K.I.** Production of zirconium oxide-based ceramics by stereolithography
- Izmalkov D.A., Zverevich Yu.K., Kozhukharov M.S., Akhmadieva K.R., Tkachuk A.I.** Weather-resistant acrylic-urethane coating based on hydroxyl-containing acrylic copolymer
- Sorokin I.A., Mekalina I.V.** A review on broadband pulsed light applications for properties modification of semitransparent thin-film coatings

Испытания материалов

- Пичугин С.С., Косарина Е.И., Акбулатов Р.Р., Панин П.В.** Применение вихретокового метода для оценки остаточных напряжений по глубине деталей из интерметаллидного TiAl-сплава, полученных с использованием аддитивных технологий 235
- Севостьянов Н.В., Пастух Е.С., Сорокин О.Ю., Викулин В.В.** Закономерности сухого трения SiC с материалами разного типа при низких скоростях. Часть 1 247
- Морозова Л.В., Наприенко С.А., Григоренко В.Б.** Применение методов фрактографии при разработке материалов и установлении причин разрушения 261
- Леднев И.С.** Оборудование и оснастка для проведения магнитопорошкового контроля авиационных материалов 276

Material tests

- Pichugin S.S., Kosarina E.I., Akbulatov R.R., Panin P.V.** Application of the eddy current method for estimating residual stresses over the depth of intermetallic TiAl-alloy parts obtained using additive technologies
- Sevostyanov N.V., Pastukh E.S., Sorokin O.Yu., Vikulin V.V.** Patterns of SiC dry friction with different types of materials at low speeds. Part 1
- Morozova L.V., Naprienko S.A., Grigorenko V.B.** Application of fractography methods in the development of materials and failure analysis
- Lednev I.S.** Equipment and accessories for conducting magnetic powder control of aviation materials

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-3-13

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И КОМБИНАЦИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОЙ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ

Г.С. Севальнев¹, А.В. Дорошенко¹, Е.Н. Коробова¹

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

Аннотация. Исследовано влияние фазового состава высокоуглеродистой комплексно-легированной подшипниковой стали на твердость и износостойкость в условиях сухого трения скольжения. Методами магнитного и рентгеноструктурного анализа установлено изменение содержания остаточного аустенита с 37 до 3 %. Показано, что максимальная износостойкость ($2,15 \cdot 10^{-5}$ мм³/(Н·м)) достигается при содержании 30–37 % метастабильного аустенита, несмотря на сниженную твердость (57 HRC). Увеличение доли мартенсита до 90–97 % повышает твердость до 64 HRC, однако интенсивность изнашивания возрастает на 140 %.

Ключевые слова: высокоуглеродистая подшипниковая сталь, износостойкость, трение, твердость, микроструктура, количество остаточного аустенита

Для цитирования: Севальнев Г.С., Дорошенко А.В., Коробова Е.Н. Влияние фазового состава и комбинаций термической обработки на твердость и триботехнические характеристики высокоуглеродистой комплексно-легированной подшипниковой стали // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-3-13.

Scientific article

INFLUENCE OF PHASE COMPOSITION AND HEAT TREATMENT COMBINATIONS ON THE HARDNESS AND TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF HIGH-CARBON COMPLEX-ALLOYED BEARING STEEL

G.S. Sevalnev¹, A.V. Doroshenko¹, E.N. Korobova¹

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

Abstract. The influence of the phase composition of high-carbon complex-alloyed bearing steel on its hardness and wear resistance under dry sliding friction conditions has been studied. Using magnetic and X-ray diffraction analysis methods, the change in the residual austenite content was determined to be in the range from 37 to 3 %. It is shown that the maximum wear resistance ($2,15 \cdot 10^{-5}$ mm³/(N·m)) is achieved with a content of 30–37 % metastable austenite, despite the reduced hardness (57 HRC). An increase in the proportion of martensite to 90–97 % increases the hardness to 64 HRC; however, the wear rate increases by 140 %.

Keywords: high-carbon bearing steel, wear resistance, friction, hardness, microstructure, amount of retained austenite

For citation: Sevalnev G.S., Doroshenko A.V., Korobova E.N. Influence of phase composition and heat treatment combinations on the hardness and tribological characteristics of high-carbon complex-alloyed bearing steel. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-3-13.

Введение

Подшипники качения являются ответственными деталями машин и механизмов, работающих в условиях сложнапряженного состояния [1–3]. Они во многом определяют работоспособность и надежность изделий. К особенностям работы подшипников относятся высокие локальные нагрузки, определяющие требования к их эксплуатационным характеристикам и свойствам материалов для их изготовления [4–7].

Основной характеристикой, влияющей на долговечность работы подшипников, является высокое сопротивление контактным деформационным нагрузкам. Контактная выносливость зависит от чистоты металла по неметаллическим включениям, карбидной неоднородности, микроструктуры, твердости и размерной стабильности [7–11].

Другими факторами надежности подшипников считаются качественный монтаж, исправная система подачи смазочного материала, минимизация попадания в зону трибоконтакта абразивных частиц. При несоблюдении этих условий снижается точность взаимного расположения деталей и перемещений, что приводит к изнашиванию поверхностей качения, чрезмерным вибрациям и, как следствие, разрушению. В связи с этим основными требованиями, предъявляемыми к подшипниковым сталям, являются высокая твердость и износостойкость в сочетании с высоким пределом контактной выносливости [7, 12].

С целью обеспечения перечисленных требований для изготовления подшипников качения применяют высокоуглеродистые комплексно-легированные стали мартенситного класса, способные работать при воздействии высоких циклических нагрузок различного характера и экстремально высоких температур (350–500 °С) без значительного разупрочнения [10]. Высокая твердость и теплостойкость высокоуглеродистых сталей достигаются путем легирования основными карбидообразующими элементами, такими как вольфрам, молибден, хром, ванадий, обеспечивающими вторичную твердость за счет формирования высокоуглеродистого мартенсита при закалке и выделения из мартенсита и преимущественно из остаточного аустенита мелкодисперсных карбидов при отпуске стали.

Определяющим этапом формирования требуемого структурно-фазового состояния (мартенситная матрица с содержанием аустенита <5 %) в высокоуглеродистых подшипниковых сталях является термическая промежуточная технологическая и заключительная упрочняющая обработки [13–16]. Аустенитная фаза высокоуглеродистых комплексно-легированных сталей устойчива и только в процессе многократного отпуска при температуре >500 °С или при применении обработки холодом между отпусками превращается в мартенсит с повышением твердости. Однако высокая концентрация углерода в стали при обработке холодом приводит к формированию высокого уровня остаточных напряжений, которые снижают триботехнические характеристики. С точки зрения уменьшения внутренних напряжений многократный отпуск является более благоприятным.

Формирование высокой твердости не всегда приводит к получению максимальной износостойкости, которая также зависит от параметров микроструктуры металла (дисперсности мартенсита, количества остаточного аустенита, количества и морфологии карбидов). На высокий уровень триботехнических характеристик влияет наличие остаточного аустенита в микроструктуре стали. Чем его больше, тем меньше коэффициент трения и выше износостойкость. Это связано с тем, что аустенит пластически деформируется и формирует высокое сопротивление изнашиванию. Но при увеличении количества остаточного аустенита ухудшается размерная стабильность подшипников, поскольку в процессе эксплуатации изделия при высоких нагрузках возможно его превращение в мартенсит, сопровождающееся объемными изменениями.

В связи с этим количество остаточного аустенита в микроструктуре подшипников регламентируется в зависимости от класса точности изделия. Увеличение содержания

аустенитной фазы целесообразно до пределов, при которых его положительное влияние на износостойкость не приводит к изменению размеров прецизионных подшипников в процессе эксплуатации и снижению контактной выносливости.

Цель работы – исследование влияния фазового состава, формирующегося в результате различных комбинаций и этапов упрочняющей термической обработки, на твердость и триботехнические характеристики в условиях сухого трения скольжения высокоуглеродистой комплексно-легированной теплостойкой подшипниковой стали.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали образцы из высокоуглеродистой комплексно-легированной теплостойкой подшипниковой стали, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [17, 18]. Система легирования стали Fe–Cr–Mo–V–Nb–C дополнительно содержит тугоплавкие карбидообразующие элементы W и Ta. Образцы представляли собой диски Ø40 мм и толщиной 10 мм.

Для оценки влияния фазового состава и структурных составляющих на твердость и триботехнические характеристики образцы из высокоуглеродистой комплексно-легированной теплостойкой подшипниковой стали подвергали различным комбинациям упрочняющей термической обработки:

- закалка и низкотемпературный отпуск в температурном интервале 150–250 °С (режим 0);

- закалка, одно- и многократный отпуск в температурном интервале 500–600 °С для реализации механизма дисперсионного твердения (режимы 1–5 с количеством отпусков 1–5 соответственно);

- закалка, обработка холодом при температуре –75 °С, трехкратный отпуск в температурном интервале 500–600 °С (режим 5’);

- закалка, отпуск в температурном интервале 500–600 °С, обработка холодом при температуре –75 °С, отпуск в температурном интервале 500–600 °С (режим 5’’).

Закалку проводили с температуры, обеспечивающей предельно возможное растворение карбидов легирующих элементов в твердом растворе. Продолжительность выдержки рассчитывали из условий формирования на образцах допустимой для подшипниковой стали дисперсности мартенсита от скрытокристаллического до мелкоигольчатого. Низкотемпературный отпуск после закалки проводили для снятия внутренних напряжений, обработку холодом и отпуск для реализации дисперсионного твердения – для снижения количества остаточного аустенита и выделения специальных карбидов.

Металлографические исследования структуры проводили на оптическом микроскопе, оснащенном фотокамерой и программой анализа изображений, в соответствии с ГОСТ 8233–56 и ГОСТ 5639–82 на металлографических шлифах, вырезанных в поперечном направлении проката прутка, после травления в 4%-ном спиртовом растворе HNO_3 при увеличении $\times 100$.

Для количественной оценки структурных составляющих фаз в объеме материала и их изменения в зависимости от режима упрочняющей термической обработки проводили магнитный анализ с измерением индукции насыщения по методу Штеблеяна и рентгеноструктурный анализ. Для определения доли мартенсита (магнитной фазы) и аустенита проводили пересчет индукции насыщения по методике, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Рентгеновскую съемку для определения фазового состава выполняли на дифрактометре с вертикально расположенным гониометром высокого разрешения модульной конструкции в медном K_α -излучении. Расшифровку дифрактограмм проводили с применением встроенного программного обеспечения.

Твердость образцов измеряли по шкале Роквелла в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Исследования триботехнических характеристик образцов из теплостойкой подшипниковой стали проводили путем испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения с использованием трибометра по схеме «шар–диск» при линейной скорости скольжения относительно контртела 0,2 м/с и нагрузке на контртело 20 Н. Контртелом при испытаниях являлся шарик Ø6 мм из оксидной керамики ZrO_2 с твердостью 1400 HV. Длина трека скольжения l составила 44 мм, путь трения L равен 500 м. Количественную оценку износостойкости при испытаниях на изнашивание в условиях сухого трения скольжения осуществляли по приведенной интенсивности изнашивания образца W ($mm^3/(H \cdot m)$), которую рассчитывали по формуле [19]

$$W = \frac{lbh}{LF},$$

где l – длина трека скольжения, мм; b – ширина дорожки износа, мм; h – глубина дорожки износа, мм; L – путь трения, м; F – нагрузка, Н.

Результаты и обсуждение

Для оценки влияния количества отпусков в температурном интервале 500–600 °С на формирование микроструктуры проведены металлографические исследования, результаты которых представлены на рис. 1. Закалка с последующим низким отпуском в температурном интервале 150–250 °С, который не влияет на изменение количества мартенсита, привела к формированию смешанной дисперсной мартенситно-аустенитной структуры (рис. 1, *а*). В работе [19] установлено, что в структуре стали также присутствуют карбиды типа NbC, легированные танталом. Ввиду высокого содержания углерода в структуре наблюдаются первичные карбиды вольфрама и хрома с различной стехиометрией. Первичные карбиды ниобия и вольфрама формируются в процессе кристаллизации слитка, а их морфология изменяется в ходе горячей деформации. Отпуск стали в температурном интервале 500–600 °С от 1 до 5 раз (рис. 1, *б–е*) приводит к увеличению доли мартенсита в структуре, снижению доли аустенита и формированию мелкодисперсных карбидов типа $Cr_{23}C_6$.

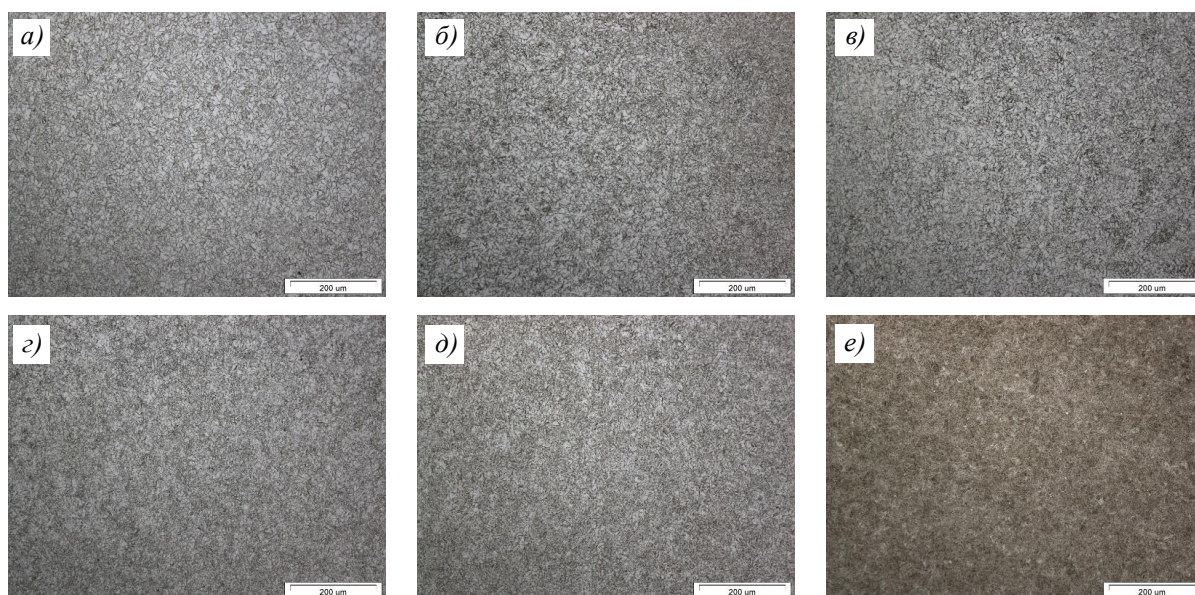


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 200$) образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C после закалки с последующими низким (*а*) и 1–5 высокими (в интервале температур 500–600 °С) отпусками (*б–е*)

Данные структурные изменения подтверждены двумя методами – магнитным анализом (рис. 2) по методике, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, и рентгенофазовым анализом (рис. 3). По результатам магнитного анализа при закалке с последующим низким отпуском (режим 0) в структуре наблюдается 63 % мартенсита и 37 % аустенита. Высокий отпуск в температурном диапазоне 500–600 °С увеличивает количество аустенита до 71 %, а применение пятикратного отпуска позволяет сформировать 90 % мартенситной структуры. На дифрактограммах выявлена аналогичная зависимость – после закалки присутствует высокая интенсивность пиков аустенита с гранцентрированной кубической решеткой (γ), которая при последующем высоком отпуске снижается. После пятикратного отпуска (рис. 3, з) данные дифракционные пики практически не наблюдаются.

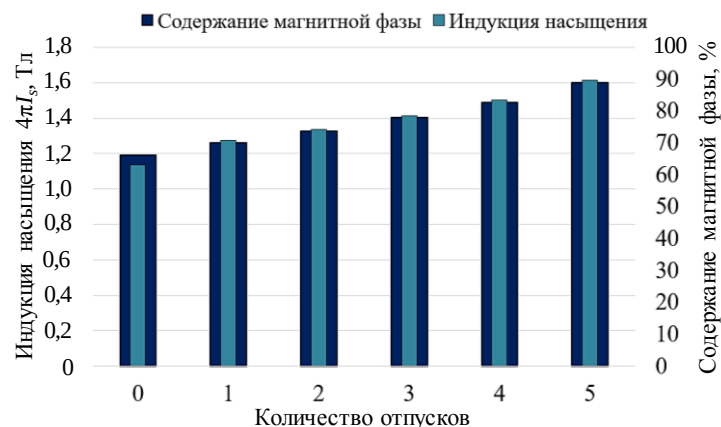


Рис. 2. Зависимости индукции насыщения и содержания магнитной фазы образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C от количества отпусков в интервале температур 500–600 °С

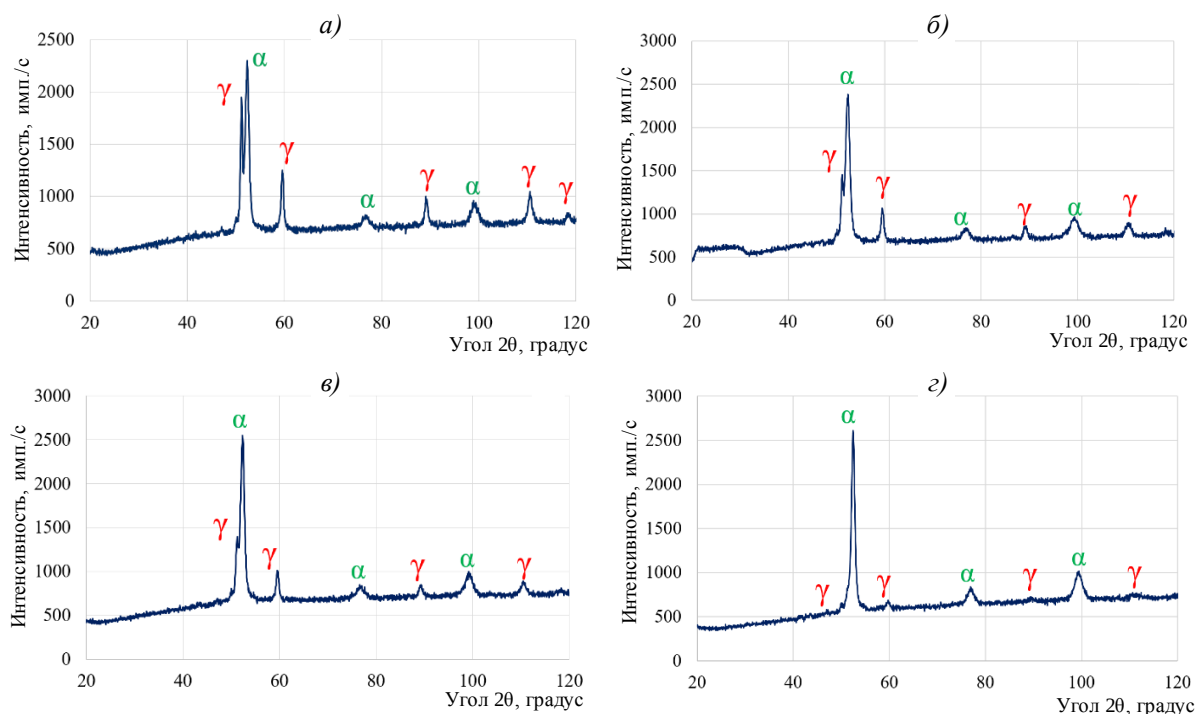


Рис. 3. Дифрактограммы образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C после закалки с последующими низким отпуском (а) и 1 (б), 2 (в), 5 (г) отпусками в интервале температур 500–600 °С

Данная тенденция четко прослеживается в зависимости твердости от термической обработки (рис. 4). После закалки в атмосферной печи с защитной атмосферой твердость образцов составляет 56 HRC. Выделение карбидов Cr_{23}C_6 и увеличение доли мартенсита в структуре до 71 % повышают твердость до 60 HRC. Несмотря на то что при пятикратном отпуске формируется наибольшее количество мартенсита в структуре, при данной обработке твердость не является максимальной. Это связано с уменьшением содержания углерода в твердом растворе из-за выделения карбидов – вклад мартенситной структуры в твердость снижается, а длительные выдержки могут приводить к коагуляции карбидной фазы.

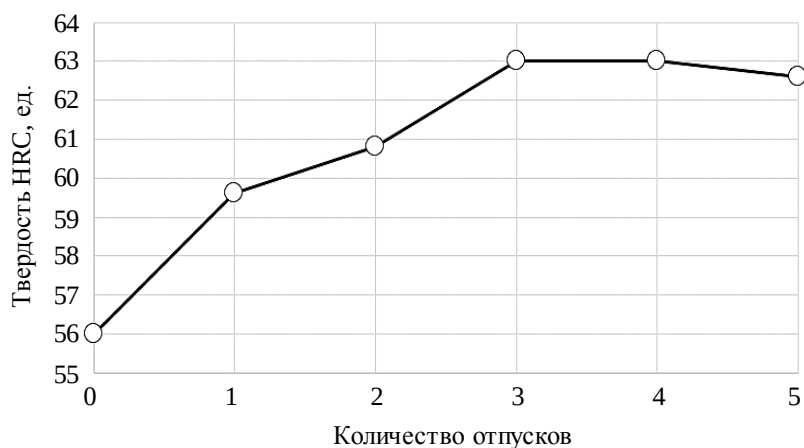


Рис. 4. Зависимость твердости образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C от количества отпусков в интервале температур 500–600 °C

Согласно данным работы [19], посвященной конструкционным и коррозионно-стойким сталям различных классов, при изнашивании в условиях сухого трения скольжения наличие аустенита положительно сказывается на износостойкости образцов. В зависимости от стабильности аустенитной структуры его вклад в формирование износостойкости заключается либо в превращении в мартенсит (в случае метастабильного аустенита), либо в упрочнении при интенсивной пластической деформации (в случае стабильного аустенита). В рассмотренной подшипниковой стали высокое содержание углерода и элементов, расширяющих область существования α -фазы, приводит к формированию метастабильного аустенита, что в процессе контактного деформационного воздействия способствует упрочнению поверхности и повышению износостойкости (рис. 5, а). При обработке, включающей закалку и низкий отпуск, интенсивность изнашивания минимальна ($2,15 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$) за счет эффекта самоупрочнения поверхности при контактом взаимодействии образца и контртела. Увеличение количества отпусков в температурном интервале 500–600 °C приводит к практически линейному возрастанию интенсивности изнашивания и имеет взаимосвязь с количеством магнитной фазы (рис. 5, б). Коэффициент детерминации R^2 полученного уравнения регрессии для зависимости содержания магнитной фазы от интенсивности изнашивания составляет 0,978, что свидетельствует о высокой линейной связи данных параметров. Несмотря на то что увеличение количества отпусков до 3–5 приводит к обеспечению высокой твердости (62–63 HRC), интенсивность изнашивания увеличивается на 90–140 %. Это связано с более интенсивным выкрашиванием поверхности при изнашивании.

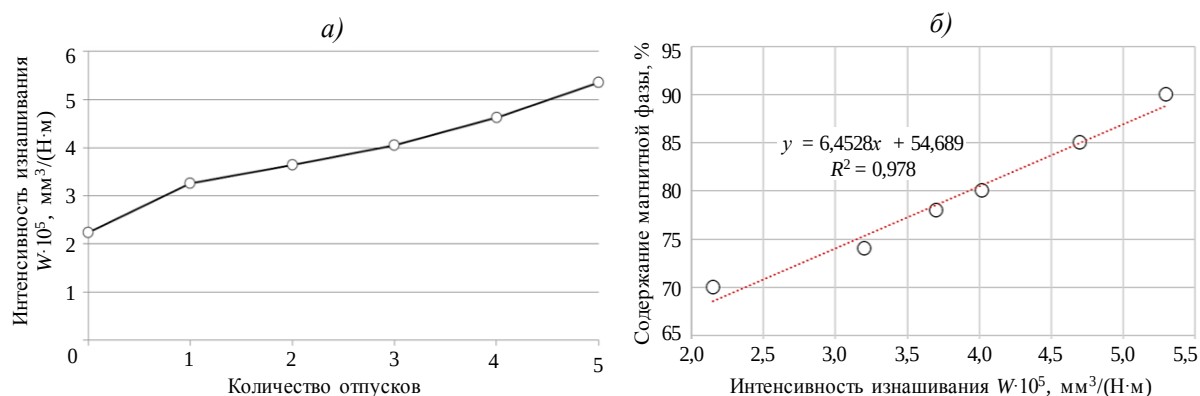


Рис. 5. Зависимости интенсивности изнашивания образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C от количества отпусков в интервале температур 500–600 °С (а) и содержания магнитной фазы от интенсивности изнашивания (б)

При этом содержание аустенита как немагнитной фазы оказывает неоднозначное влияние на зависимость коэффициента сухого трения скольжения от пути трения. Отсутствие высокого отпуска (рис. 6) при содержании аустенита 30 % приводит к усложнению процесса приработки и постоянному колебанию значений коэффициента трения (от 0,55 до 0,65). Первичный высокий отпуск в температурном интервале 500–600 °С упрощает процесс приработки и стабилизирует значения коэффициента трения в интервале от 0,50 до 0,55. Применение второго отпуска вызывает повторную дестабилизацию процесса трения, при этом трехкратный отпуск, помимо стабилизации процесса трения, позволяет снизить коэффициент трения со среднего значения 0,52 до 0,44. Дальнейшее увеличение кратности отпуска приводит к возрастанию коэффициента трения и усложнению процесса приработки.

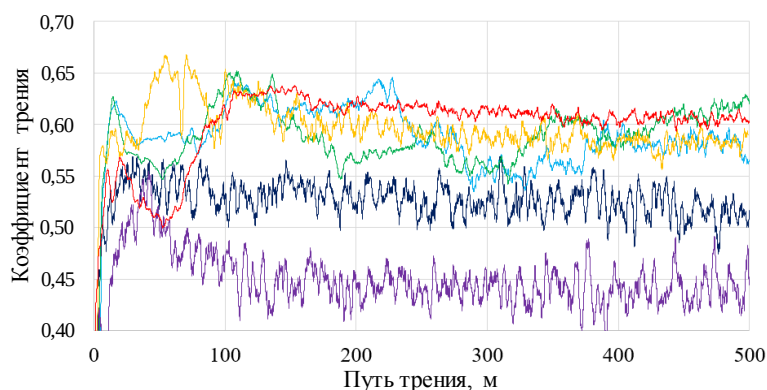


Рис. 6. Зависимости коэффициента сухого трения скольжения от пути трения при испытании на изнашивание образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C после низкого отпуска (—) и 1 (—), 2 (—), 3 (—), 4 (—), 5 (—) отпусков в интервале температур 500–600 °С

Такой характер зависимости коэффициента сухого трения скольжения от пути трения можно объяснить следующим образом. При первичной закалке и низком отпуске (режим 0) происходит фиксация закалочной структуры с высокой долей аустенита, который из-за растворенного в нем углерода находится в метастабильном состоянии и претерпевает превращение в мартенсит [12], что усложняет процесс приработки. При двукратном и последующих отпусках происходит одновременно несколько процессов: отпуск мартенсита, который сформирован при предыдущем отпуске, отпуск мартенсита

закалки, дестабилизация аустенитной структуры с последующим превращением в мартенсит и выделение карбидов типа $Me_{23}C_6$ из твердого раствора. Все это вызывает изменение фрикционного взаимодействия пары трения «сталь–керамика ZrO_2 » и принципиальное изменение приработки в ходе контактно-деформационного взаимодействия.

Высокая доля аустенита в подшипниковых сталях приводит к изменению размеров подшипников в процессе эксплуатации, в связи с чем необходимо максимально снизить его долю в объеме структуры. Эффективным методом снижения доли остаточного аустенита является обработка холодом, так как точка мартенситного превращения при таком содержании углерода, растворенного в матрице, находится в области отрицательных температур. В связи с этим в рамках данной работы проведена обработка холодом непосредственно после закалки (режим 5') и в промежутке между операциями высокого отпуска (режим 5'').

Сравнительный анализ результатов металлографических исследований показал, что микроструктура образцов без обработки холодом и с обработкой холодом после закалки имеет идентичную морфологию – мелкодисперсный мартенсит с карбидами (рис. 7).

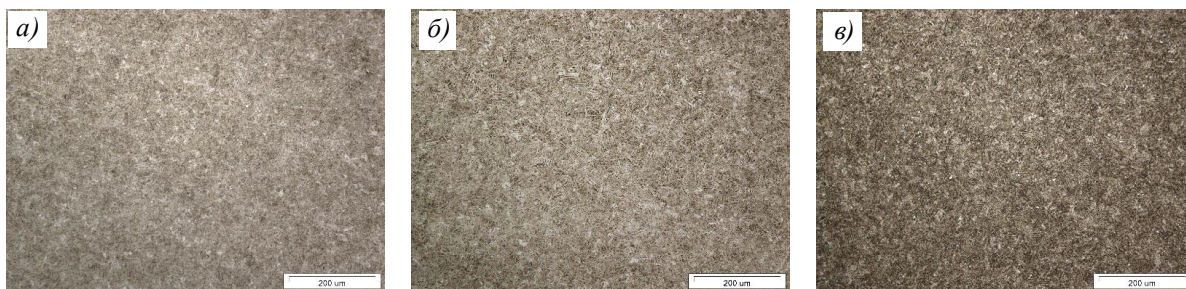


Рис. 7. Микроструктуры ($\times 200$) образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C, обработанных по режимам 5 (а), 5' (б) и 5'' (в)

Объемное содержание мартенсита и аустенита, полученное методами рентгеноструктурного анализа, представлено в таблице.

Содержание мартенситной (α) и аустенитной (γ) фазы, измеренное методами магнитного и рентгеноструктурного анализа, и твердость стали после различной обработки

Показатель	Значения показателей для образцов после обработки по режиму		
	5	5'	5''
Содержание фаз α/γ , %, измеренное методом: магнитного анализа	90/10	94/6	95/5
	93/7	96/4	97/3
Твердость HRC, ед.	63 $\pm$ 1	64 $\pm$ 1	64 $\pm$ 1

Несмотря на большее содержание аустенита в образцах, полученных по режиму 5, их интенсивность изнашивания на 30–40 % выше, чем у образцов, прошедших обработку холодом на различных этапах (рис. 8). Это связано с большим упрочнением мартенситной структуры при обработке холодом и возможным перестариванием при температурном воздействии во время многократного высокого отпуска.

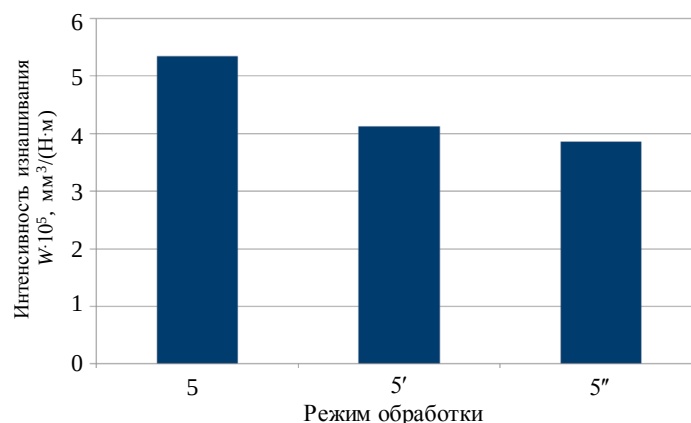


Рис. 8. Интенсивность изнашивания образцов из стали системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C, обработанных по режимам 5, 5' и 5''

Заключения

Установлено, что для высокоуглеродистых комплексно-легированных подшипниковых сталей системы Fe–Cr–Mo–W–V–Nb–C в условиях сухого трения скольжения не выполняется классическая линейная зависимость износостойкости от твердости. Наличие в структуре ~30 % метастабильного остаточного аустенита обеспечивает минимальную интенсивность изнашивания ($2,15 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$) за счет его трибологического превращения в мартенсит деформации и самоупрочнения поверхности.

Показано, что многократный высокий отпуск (до 5 циклов), несмотря на формирование 90 % мартенсита и достижение твердости 63 HRC, приводит к увеличению интенсивности изнашивания на 90–140 % по сравнению с закалкой и низким отпуском. Это связано со снижением запаса пластичности поверхностного слоя и склонностью к выкрашиванию.

Выявлено, что применение обработки холодом на различных этапах термической обработки позволяет снизить содержание остаточного аустенита до 3–6 % и повысить твердость до 64 HRC. Интенсивность изнашивания образцов после обработки холодом на 30–40 % меньше, чем после многократного отпуска без применения холода, что обусловлено дополнительным упрочнением мартенситной матрицы.

Список источников

1. Пинегин С.В. Опоры качения в машинах. М: Издательство АН СССР, 1961. 150 с.
2. Зайцев А.М., Коросташевский Р.В. Эксплуатация авиационных подшипников качения. М.: Транспорт, 1968. 224 с.
3. Пугачева Т.М. Развитие отечественных и зарубежных теплостойких подшипниковых сталей для авиационных двигателей и методов их термического упрочнения. Обзор. Часть 1 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2025. № 7. С. 7–14.
4. Бурковская Н.П., Севостьянов Н.В. Металлокерамические композиционные материалы для подшипников скольжения (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 3 (121). С. 84–94. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-84-94.
5. Елисеев Э.А., Карпухин С.Д., Дружинина М.Э. Влияние никеля на структуру азотированного слоя низкоуглеродистых сталей мартенситного класса // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 1 (78). С. 18–27. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
6. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 104–118. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118.

7. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.
8. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.
9. Контер Л.Я. Стали для теплостойких подшипников (обзор). М.: НИИНАвтопром, 1978. 78 с.
10. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 11 (105). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
11. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 525 с.
12. 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: 10.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-3-14.
13. Савченко С.А., Ковалева И.А., Астапенко И.В., Сычков А.Б. Совершенствование технологии сфероидизирующего отжига бунтового проката из подшипниковой стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2025. Т. 23. № 1. С. 62–72.
14. Савченко С.А., Возная В.И., Астапенко И.В. Оценка эффективности режимов гомогенизирующего отжига подшипниковых марок сталей на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга БМК» // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. 2021. № 2 (85). С. 52–61.
15. Куницкая И.Н., Спектор Я.И., Климов А.В., Ткач Д.В. Оптимизация структурного состояния стали ШХ15 методами термомеханической обработки // Технологические системы. 2014. № 4. С. 36–41.
16. Мороз А.Н., Глотка А.А. Влияние температуры горячей прокатки на образование микронесплошностей на неметаллических включениях в стали ШХ15СГ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 9. С. 60–63.
17. Прутки из теплостойкой подшипниковой стали марки 8Х5М3ВФБ-ИШ (ВКС241-ИШ) и 8Х5М3ВФБ-ИД (ВКС241-ИД) // НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ: офиц. сайт. URL: <https://catalog.viam.ru/catalog/8kh5m3vfb-vks241> (дата обращения: 10.02.2026).
18. Теплостойкая подшипниковая сталь: пат. 2447183 Рос. Федерация; заявл. 05.04.11; опубл. 10.04.12.
19. Севальнев Г.С., Коробова Е.Н., Дворецков Р.М., Дорошенко А.В., Музафарова С.Р., Самойлова И.И. Влияние степени дисперсности структуры мартенсита и размера карбидной фазы на фрикционное взаимодействие в условиях сухого трения скольжения высокоуглеродистой комплексно-легированной стали // Труды ВИАМ. 2022. № 6 (112). С. 15–26. <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-15-26.

References

1. Pinegin S.V. *Rolling-Element Bearings in Machinery*. Moscow: USSR Academy of Sciences Publishing House, 1961, 150 p.
2. Zaitsev A.M., Korostashevsky R.V. *Operation of Aviation Rolling-Element Bearings*. Moscow: Transport, 1968, 224 p.
3. Pugacheva T.M. Development of domestic and foreign heat-resistant bearing steels for aircraft engines and methods for their thermal hardening. Review. Part 1. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2025, no. 7, pp. 7–14.
4. Burkovskaya N.P., Sevostyanov N.V. Cermets for plain bearings (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 3 (121), pp. 84–94. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-84-94.
5. Eliseev E.A., Karpukhin S.D., Druzhinina M.E. The effect of nickel on the structure of the nitrided layer of low-carbon martensitic steels. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 18–27. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.

6. Oreshko E.I., Erasov V.S., Yakovlev N.O., Utkin D.A. Methods for determining the mechanical characteristics of materials using indentation (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 104–118. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118.
7. Spektor A.G., Zelbet B.M., Kiseleva S.A. *Structure and Properties of Bearing Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1980, 264 p.
8. Sprishevsky A.I. *Rolling-Element Bearings*. Moscow: Mashinostroenie, 1968, 632 p.
9. Konter L.Ya. *Steels for Heat-Resistant Bearings (Review)*. Moscow: NIINAvtoprom, 1978, 78 p.
10. Korobova E.N., Sevalnev G.S., Gromov V.I., Leonov A.V. Steels for the manufacture of roller bearings for special purposes (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 11 (105), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
11. Geller Yu.A. *Tool Steels*. Moscow: Metallurgiya, 1983, 525 p.
12. 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: February 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-3-14.
13. Savchenko S.A., Kovaleva I.A., Astapenko I.V., Sychkov A.B. Improvement of spheroidizing annealing technology for bearing steel coiled rod. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*, 2025, vol. 23, no. 1, pp. 62–72.
14. Savchenko S.A., Voznaya V.I., Astapenko I.V. Evaluation of the efficiency of homogenizing annealing modes for bearing steel grades at BMZ – Management Company of BMK Holding JSC. *Vestnik Gomelskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. P.O. Sukhogo*, 2021, no. 2 (85), pp. 52–61.
15. Kunitskaya I.N., Spektor Ya.I., Klimov A.V., Tkach D.V. Optimization of the structural state of ShKh15 steel using thermomechanical treatment methods. *Tekhnologicheskiye sistemy*, 2014, no. 4, pp. 36–41.
16. Moroz A.N., Glotka A.A. Influence of hot rolling temperature on the formation of micro-discontinuities at non-metallic inclusions in ShKh15SG steel. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2016, no. 9, pp. 60–63.
17. *Bars of heat-resistant bearing steel grades 8Kh5M3VFB-ISH (VKS241-ISH) and 8Kh5M3VFB-ID (VKS241-ID)*. Available at: <https://catalog.viam.ru/catalog/8kh5m3vfb-vks241> (accessed: February 10, 2026).
18. *Heat-resistant bearing steel*: pat. 2447183 Rus. Federation; appl. 05.04.11; publ. 10.04.12.
19. Sevalnev G.S., Korobova E.N., Dvoreckov R.M., Doroshenko A.V., Muzafarova S.-V.R., Samoilova I.I. Influence of the degree of martensitic structure dispersion and size of carbide phase on the frictional interaction under conditions of dry sliding friction of high-carbon complex alloy steel. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), pp. 15–26. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-15-26.

Информация об авторах

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

Дорошенко Антон Валерьевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

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

Статья поступила в редакцию 02.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.07.2026.
The article was submitted 02.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 16.07.2026.

Научная статья

УДК 669.018.44

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-14-32

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СИНТЕЗИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, КОБАЛЬТА, ТИТАНА И ЖЕЛЕЗА

Е.С. Афанасьева¹, А.В. Свиридов¹, М.Д. Пантелеев¹, К.Н. Попов¹

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

Аннотация. Представлены результаты технологии аргоно-дуговой сварки жаропрочных сплавов на никелевой, кобальтовой и титановой основах, изготовленных методами селективного лазерного сплавления. Рассмотрены соединения синтезированных материалов в одноименных и разноименных сочетаниях с деформируемыми сплавами для изготовления и ремонта элементов газотурбинных двигателей серии ПД. Отработаны режимы сварки для сплавов КХ28М6, Х15Н5Д4Б, ВТ6-ПС и гетерогенных соединений со сталью 12Х18Н10Т. Проведен анализ микроструктуры и механических свойств после подварок. Установлено влияние термических циклов на прочность швов.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, жаропрочные сплавы, газотурбинный двигатель, аргоно-дуговая сварка, микроструктура, механические свойства, подварка

Для цитирования: Афанасьева Е.С., Свиридов А.В., Пантелеев М.Д., Попов К.Н. Исследование структуры и свойств сварных соединений синтезированных материалов на основе никеля, кобальта, титана и железа // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 14–32. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-14-32.

Scientific article

RESEARCH OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF SYNTHESIZED MATERIALS BASED ON NICKEL, COBALT, TITANIUM AND IRON

E.S. Afanasyeva¹, A.V. Sviridov¹, M.D. Panteleev¹, K.N. Popov¹

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

Abstract. The article presents the results of argon-arc welding technology of heat-resistant nickel, cobalt, and titanium based alloys, synthesized by selective laser melting. The study addresses similar and dissimilar joints of synthesized materials with wrought alloys used in manufacture and repair of hot-section components of PD series gas turbine engines. The welding parameters were optimized for KKh28M6, Kh15N5D4B, VT6-PS alloys as well as for dissimilar joints with steel 12Kh18N10T. The microstructure and mechanical properties after repair build-up welding were analyzed. The effect of thermal cycles on welds strength was established.

Keywords: selective laser melting, heat-resistant alloys, gas turbine engine, argon-tungsten arc welding, microstructure, mechanical properties, build-up welding

For citation: Afanasyeva E.S., Sviridov A.V., Panteleev M.D., Popov K.N. Research of the structure and properties of welded joints of synthesized materials based on nickel, cobalt, titanium and iron. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 14–32. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-14-32.

Введение

Жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основах являются незаменимыми материалами для изготовления деталей горячего тракта авиационных газотурбинных двигателей (ГТД), таких как жаровые трубы, корпуса камер сгорания и другие элементы, работающие в условиях длительного воздействия температур 800–1000 °С. Титановые сплавы в свою очередь широко применяются для изготовления деталей компрессоров низкого давления (лопатки, диски, детали статора), рассчитанных на длительную эксплуатацию при температурах от 350 до 450 °С [1].

В последние годы аддитивные технологии, в частности селективное лазерное сплавление (СЛС), демонстрируют огромный потенциал для производства подобных деталей ГТД, что позволяет значительно снизить стоимость и сократить производственный цикл [2]. Применение аддитивных технологий позволяет также снизить химическую и структурную неоднородность сплава, существенно сократить трудо- и энергозатраты [3]. Актуальность этого направления подтверждается практическими шагами. Объединенная двигателестроительная корпорация уже сертифицировала первую в России деталь для горячей части авиационного двигателя, изготовленную аддитивным методом, – завихритель камеры сгорания двигателя ПД-14 [4, 5].

Однако широкое внедрение деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, сдерживается их габаритными ограничениями, зависящими от возможностей оборудования, а также необходимостью их интеграции в узлы с деталями, изготовленными традиционными методами деформации [6].

Решение этих задач требует разработки надежных технологий соединения синтезированных деталей между собой и деформированными полуфабрикатами. Для этого применяются различные технологии сварки плавлением. Однако сварка синтезированных материалов на никелевой, кобальтовой и титановой основах сопряжена с рядом сложностей. Полученные методом СЛС материалы характеризуются не только мелкозернистостью и неравновесной структурой, но и повышенной газонасыщенностью, наличием пористости и высоких остаточных напряжений [3, 7]. Эти факторы создают значительные трудности при сварке: плавление основного материала провоцирует интенсивное выделение газов и формирование пор в шве, а сами жаропрочные сплавы склонны к образованию горячих трещин [6]. Поэтому для получения качественных соединений необходимо применение таких способов сварки, которые обеспечивают наиболее эффективное удаление растворенных газов и минимизируют негативное термическое воздействие.

Аргоно-дуговая сварка неплавящимся электродом (АрДЭС) представляет собой технологию, которая позволяет эффективно управлять тепловложением, что важно для минимизации перегрева и снижения риска трещинообразования. Ключевое преимущество метода – возможность легирования сварочной ванны через присадочную проволоку. Это позволяет модифицировать химический состав металла шва для подавления образования хрупких фаз, компенсировать выгорание легирующих элементов и повышать стойкость соединения к образованию горячих трещин. Для минимизации исходной пористости и гомогенизации структуры аддитивных заготовок перед сваркой часто применяют горячее изостатическое прессование (ГИП) [8–13].

В связи с этим цель данной работы – разработка технологий аргоно-дуговой сварки синтезированных жаропрочных материалов в одноименных и разноименных сочетаниях применительно к изготовлению и ремонту элементов камеры сгорания двигателей серии ПД. Реализация комплексного подхода, сочетающего аддитивное производство и сварку, позволит снизить трудоемкость изготовления узлов на 20 % при значительном повышении коэффициента использования металла на 40 % по сравнению с традиционными технологиями [14–17].

Материалы и методы

В качестве свариваемых материалов использовали синтезированные заготовки, полученные методом СЛС, из сплавов ЭП648-ПС (рис. 1, *а*), ВЖ159-ПС (рис. 1, *б*), КХ28М6, Х15Н5Д4Б, ВТ6-ПС, а также деформированный листовой полуфабрикат из аустенитной стали 12Х18Н10Т. Все синтезированные заготовки изготовлены из металлопорошковых композиций, полученных методом газовой атомизации, и прошли предварительную обработку для гомогенизации структуры и снятия внутренних напряжений. Виды термической обработки и применение ГИП представлены для следующих сплавов:

Сплав	Термическая обработка
ЭП648	ГИП + старение
ВЖ159	То же
КХ28М6	Отжиг
Х15Н5Д4Б	
– до сварки	Двойной отжиг + закалка + старение
– после сварки	Закалка + старение

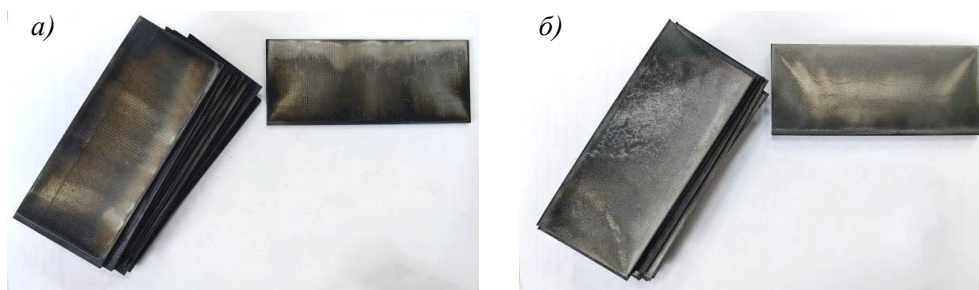


Рис. 1. Внешний вид синтезированных заготовок из сплавов ЭП648-ПС (*а*) и ВЖ159-ПС (*б*)

Сварку проводили на специализированном автоматизированном комплексе (рис. 2) на постоянном токе прямой полярности с использованием соответствующих присадочных проволок. Технологические параметры сварки варьировали в следующих диапазонах: сварочный ток 75–170 А, скорость сварки 8–20 м/ч, расход защитного газа 8–12 л/мин. С целью получения качественного сварного шва выбор конкретных параметров осуществляли для каждой пары свариваемых материалов:

Свариваемый материал	Марка присадочной проволоки
КХ28М6	Без присадки
Х15Н5Д4Б	ЭП659
ВТ6-ПС	ВТ6св
ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т	ЭП533
ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т	ЭП533
КХ28М6 + 12Х18Н10Т	Без присадки

Во всех экспериментах в качестве защитного газа применяли аргон особой чистоты (ГОСТ 10157–79). Подварку выполняли на тех же режимах, что и основной шов, с целью оценки влияния повторного термического цикла на структуру и свойства сварного соединения.

Комплексная оценка качества сварных соединений включала следующие методы:

- неразрушающий визуальный и измерительный контроль, а также рентгенографический контроль по ГОСТ 7512–82 для выявления внутренних дефектов;
- механические испытания на статическое растяжение по ГОСТ 6996–66 для определения предела прочности (σ_b) и испытания на статический изгиб до угла изгиба $\alpha = 180$ градусов для оценки пластичности;
- металлографическое исследование макро- и микроструктуры на оптическом микроскопе после травления по ГОСТ 5639–82 для оценки формы шва, размера зерна и выявления структурных дефектов.



Рис. 2. Технологический комплекс КДС-29 автоматической аргоно-дуговой сварки

Результаты и обсуждение

Для оценки качества исходных материалов проведен анализ структуры и механических свойств синтезированных заготовок из сплавов ЭП648-ПС, ВЖ159-ПС, КХ28М6, Х15Н5Д4Б, ВТ6-ПС и деформированного полуфабриката из стали 12Х18Н10Т. Химический анализ показал, что концентрации основных легирующих элементов и примесей у изготовленных заготовок соответствуют требованиям технических условий. Результаты механических испытаний при температуре 20 °С представлены в таблице.

Механические свойства (средние значения) синтезированных заготовок и деформированного полуфабриката из стали 12Х18Н10Т

Сплав	Предел прочности при растяжении $\sigma_{\text{в}}$	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$	Относительное удлинение δ_5 , %
	МПа		
ВТ6-ПС	1093	1033	15
X15H5Д4Б	1570	1170	11
ВЖ159-ПС	1150	730	27
ЭП648-ПС	1083	685	26
КХ28М6	1260	670	41
12X18H10T	585	260	45

Анализ результатов показывает, что все синтезированные материалы обладают высоким уровнем пластичности и прочности, сопоставимым с показателями деформируемых полуфабрикатов. Микроструктуры исходных заготовок (рис. 3–8) характеризуются отсутствием трещин, пор и несплавлений, видимых невооруженным глазом, что свидетельствует о высоком качестве синтеза и эффективности предварительной термической обработки и ГИП.

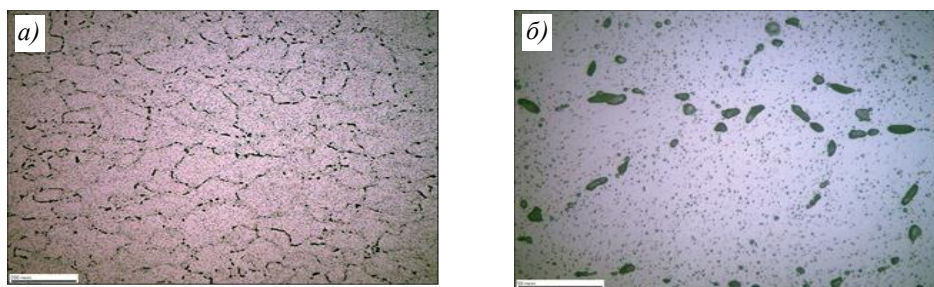


Рис. 3. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) синтезированных заготовок из сплава ВЖ159-ПС

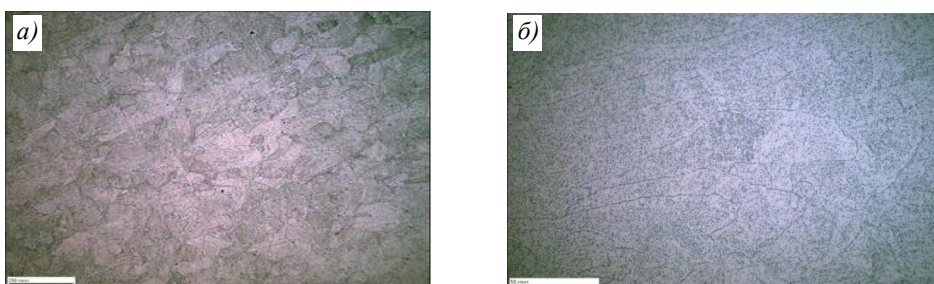


Рис. 4. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) синтезированных заготовок из сплава ЭП648-ПС

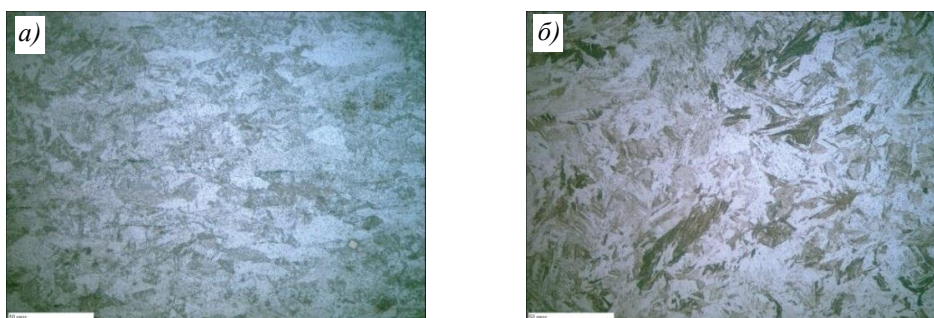


Рис. 5. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) синтезированных заготовок из сплава Х15Н5Д4Б

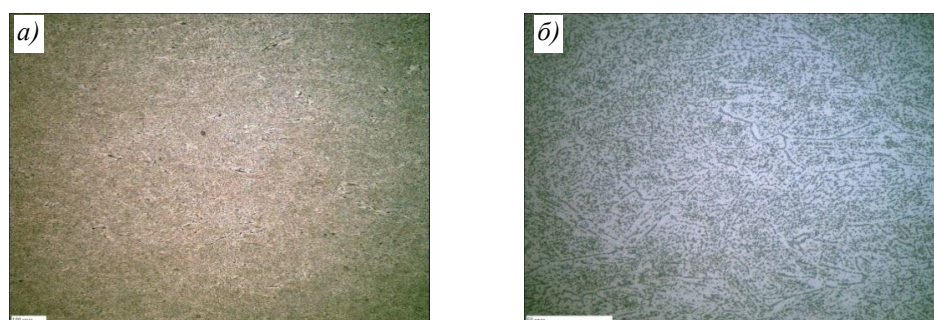


Рис. 6. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) деформированной стали 12X18H10T

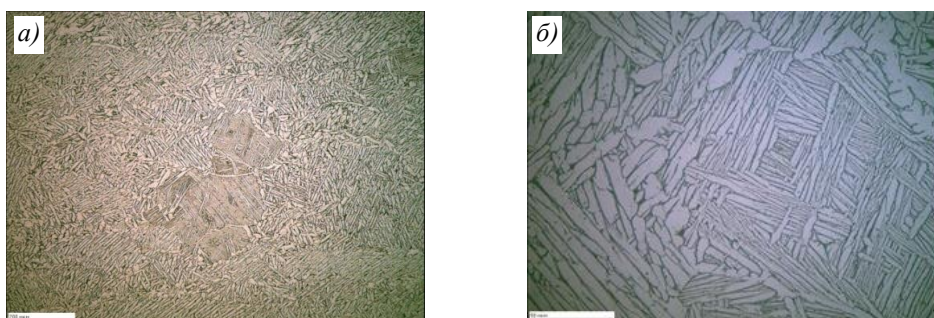


Рис. 7. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) синтезированных заготовок из сплава ВТ6-ПС

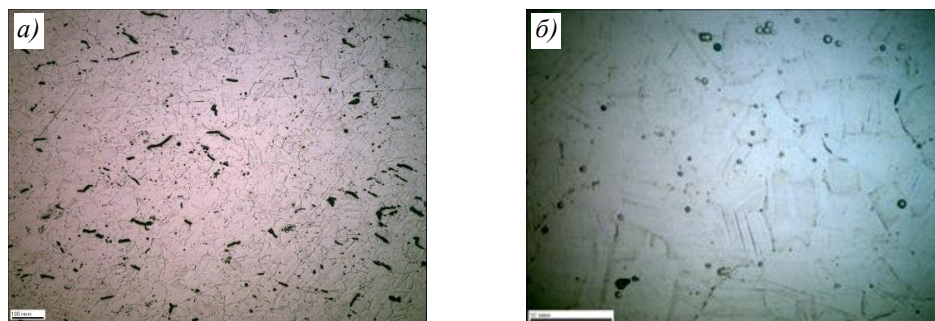


Рис. 8. Микроструктуры ($a - \times 100$; $b - \times 500$) синтезированных заготовок из сплава KX28M6

Микроструктура сплава ВЖ159-ПС характеризуется наличием треков от прохода лазерного луча и мелкодисперсной дендритной структурой, типичной для СЛС-процесса (рис. 3). Структура сплава ЭП648-ПС представляет собой γ -твердый раствор с мелкодисперсными выделениями упрочняющей γ' -фазы с характерными для СЛС полусферическими границами ванн расплава (рис. 4). Микроструктура синтезированного сплава X15H5Д4Б характеризуется наличием мелкодисперсного игольчатого мартенсита, что является следствием высокоскоростной кристаллизации при СЛС-процессе (рис. 5). Структура деформированной стали 12X18H10T представляет собой однофазный аустенит с наличием двойников отжига (рис. 6). Микроструктура образцов из сплава BT6-ПС имеет разориентированную α -фазу с нечетко выраженным β -зерном (рис. 7). Микроструктура сплава KX28M6 имеет разнотекстурированную структуру твердого раствора с образованием ГЦК-двойников (рис. 8).

Исследование микроструктуры сварных соединений

При металлографическом анализе сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой и подваркой, выявлены характерные изменения структуры в зависимости от количества ремонтных циклов.

Одноименные соединения KX28M6 + KX28M6

Без подварок сварное одноименное соединение сплава KX28M6 характеризуется выраженной колонно-дендритной морфологией шва, наличием в зоне термического влияния (ЗТВ) участков с равновеликими зернами и локальными крупными блоками, а также вытянутыми шнуровидными неметаллическими включениями и мелкодисперсными карбидно-нитридными частицами (рис. 9). При одной подварке сохраняется направленная дендритная структура шва, но в ЗТВ наблюдаются игольчатые или пластинчатые образования (рис. 10). Две и три подварки приводят к прогрессивному укрупнению зерна в ЗТВ, росту длины и концентрации агрегатов неметаллических фаз, что повышает риск зарождения трещин при циклических нагрузках (рис. 11 и 12). Сварное одноименное соединение сплава KX28M6 показывает наибольшую чувствительность к подваркам, что обусловлено склонностью данного сплава к структурным превращениям при повторных нагревах.

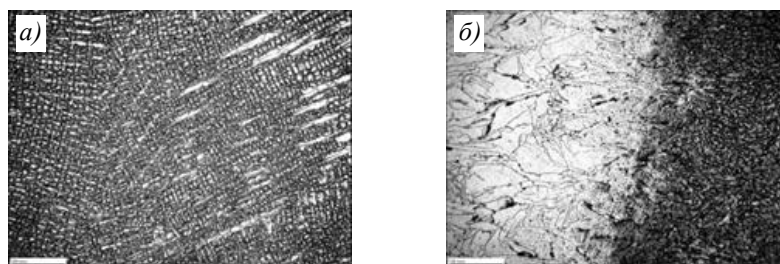


Рис. 9. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения KX28 + KX28 без подварки: $a -$ зона сварного шва; $b -$ зона термического влияния

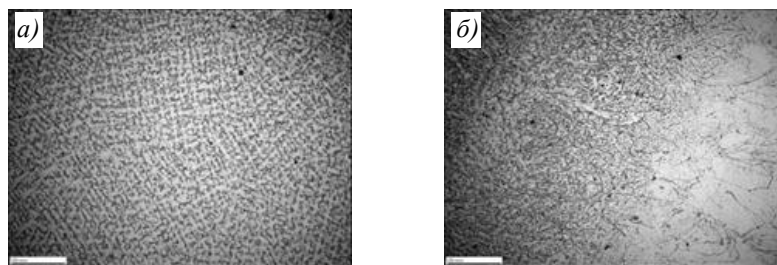


Рис. 10. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения KX28 + KX28 с одной подваркой: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

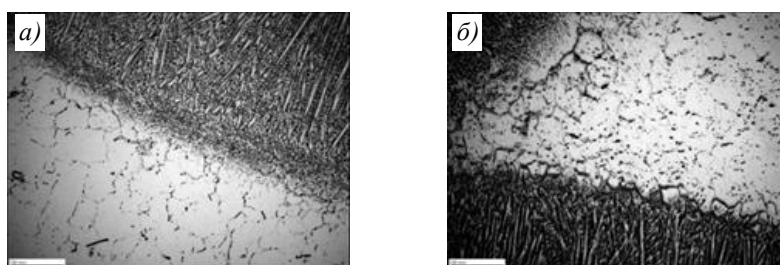


Рис. 11. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения KX28 + KX28 с двумя подварками: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

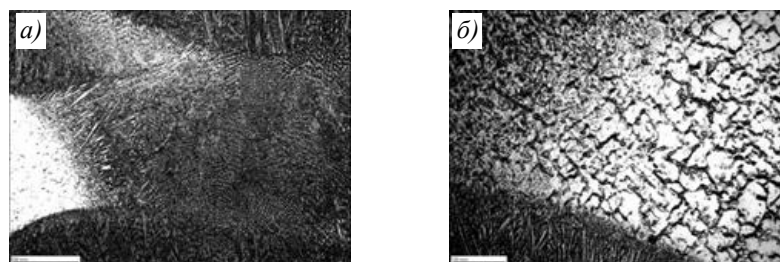


Рис. 12. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения KX28 + KX28 с тремя подварками: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

Одноименные соединения ВТ6-ПС + ВТ6-ПС

Без подварок сварное одноименное соединение сплава ВТ6 имеет трансформированную β -микроструктуру с выраженной ламеллярной α -фазой внутри ρ ио- β -колоний (рис. 13). При одной подварке сохраняется ламеллярная морфология, но отмечены участки крупных ρ ио- β -зерен (рис. 14). Две и три подварки демонстрируют тенденцию к локальному коарсингу ρ ио- β -зерен и появлению вытянутых треков, усиливающих неоднородность структуры (рис. 15 и 16). Каждый дополнительный термический цикл повышает локальную твердость и хрупкость (из-за игольчатой α/α' -структуры), увеличивает количество потенциальных очагов инициирования трещин. Несмотря на это, сварное соединение сплава ВТ6 показывает высокую стабильность к ремонтным подваркам благодаря относительно высокой технологичности титановых сплавов.

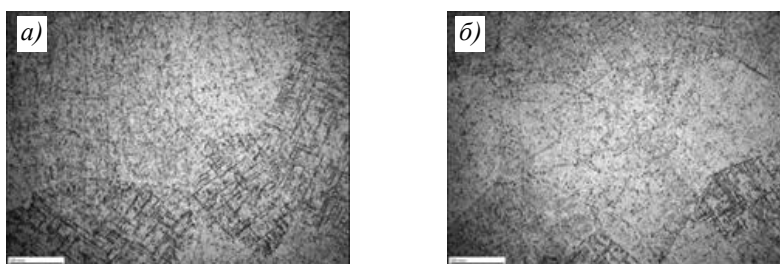


Рис. 13. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения ВТ6 + ВТ6 без подварки: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

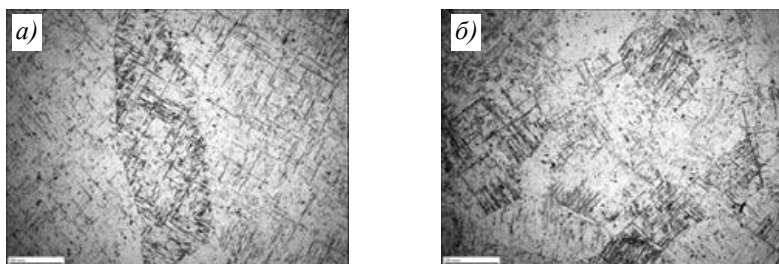


Рис. 14. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения VT6 + VT6 с одной подваркой: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

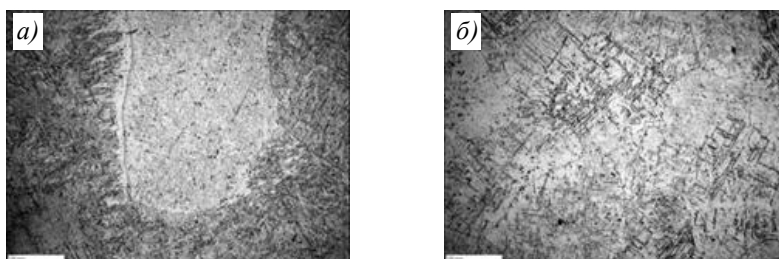


Рис. 15. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения VT6 + VT6 с двумя подварками: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

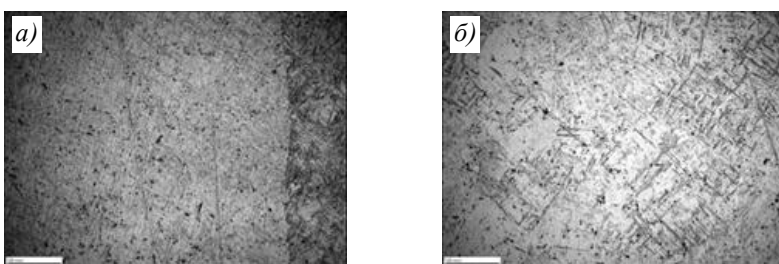


Рис. 16. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения VT6 + VT6 с тремя подварками: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

Одноименные соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б

Сварное соединение в одноименном сочетании сплава X15H5Д4Б с проведенным полным термическим циклом после сварки показывает преимущественно игольчатую мартенситную микроструктуру с направленным ростом вытянутых зерен в зоне провара и участками перекристаллизации и отпуска в ЗТВ (рис. 17–24). Одна подварка сохраняет игольчатую морфологию, но отмечается усиление скоплений неметаллических фаз по границам зерен (рис. 18). При двух и трех подварках проявляется прогрессивное изменение морфологии в ЗТВ, а также рост агрегации оксидных включений (рис. 19 и 20).

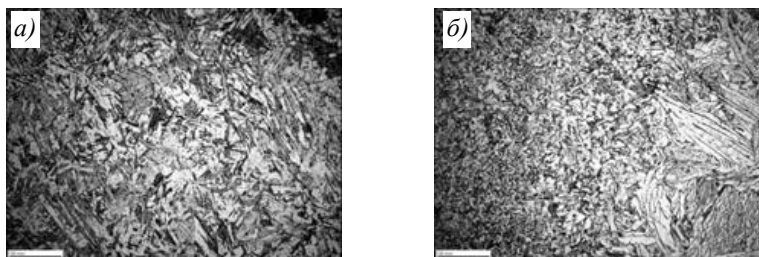


Рис. 17. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б после термообработки до сварки без подварки: *a* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

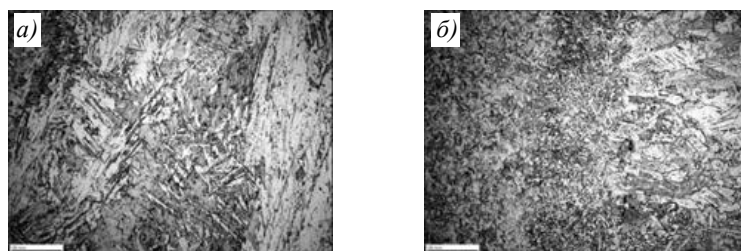


Рис. 18. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б после термообработки до сварки с одной подваркой: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

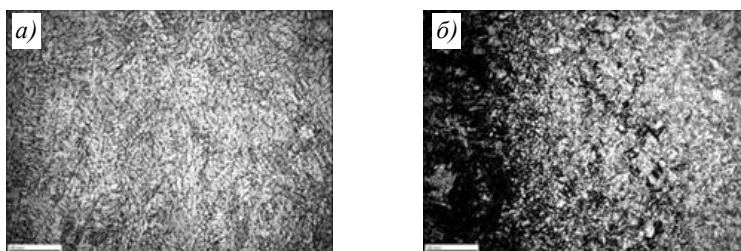


Рис. 19. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б после термообработки до сварки с двумя подварками: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

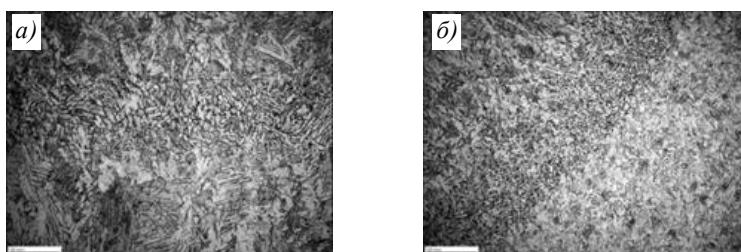


Рис. 20. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б после термообработки до сварки с тремя подварками: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

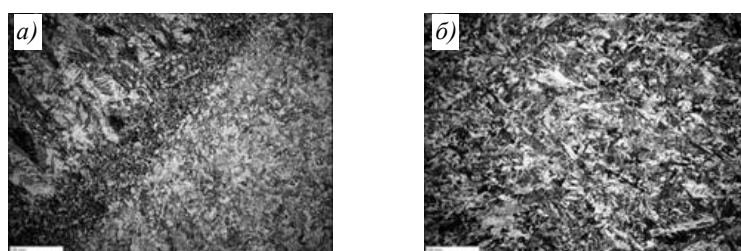


Рис. 21. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б после сварки без подварки и термообработки: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

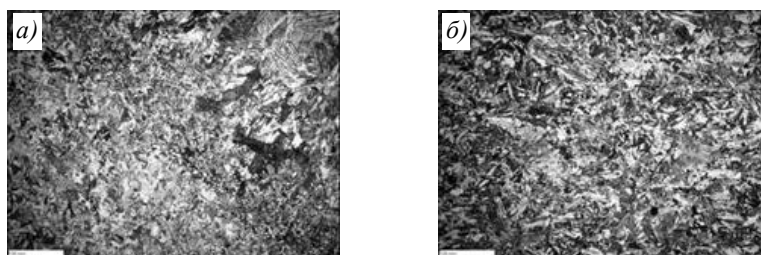


Рис. 22. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б после сварки с одной подваркой и термообработки: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

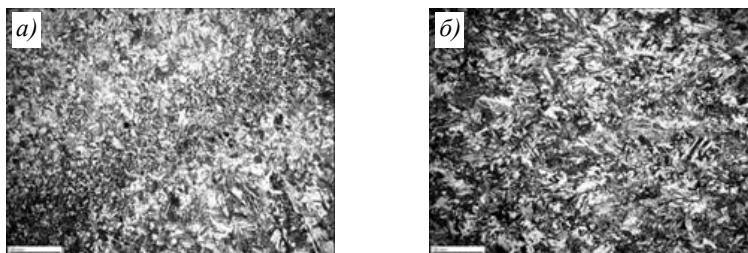


Рис. 23. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5D4B + X15H5D4B после сварки с двумя подварками и термообработки: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

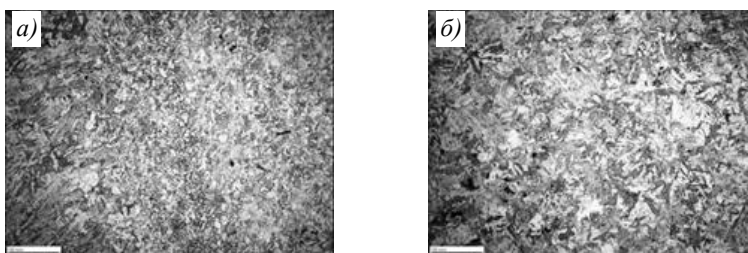


Рис. 24. Микроструктуры ($\times 200$) образца одноименного сварного соединения X15H5D4B + X15H5D4B после сварки с тремя подварками и термообработки: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния

Таким образом, при полном цикле термической обработки после сварки сплава X15H5D4B сохраняется игольчатая мартенситная морфология, однако в зоне провара появляются направленные вытянутые зерна, а в ЗТВ наблюдается частичная рекристаллизация. Кроме того, с увеличением количества подварок нарастает доля вытянутых оксидно-шлаковых включений и локальной пористости в шве и ЗТВ. Данный вариант термической обработки обеспечивает стабильные механические свойства

Разноименные соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т

Без подварок разноименное сварное соединение ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т имеет зонную (дендритную/столбчатую) структуру с дисперсными оксидно-карбидными включениями (рис. 25). Одна подварка сохраняет форму шва, но вызывает появление более крупных локальных зерен и рост числа дисперсных и агрегированных включений (рис. 26). Две подварки дают более выраженное укрупнение зерна в ЗТВ и увеличение размеров и концентрации граничных карбидных и оксидных включений (рис. 27). Три подварки обеспечивают максимальный уровень накопления и укрупнения неметаллических фаз в ЗТВ с повышенной плотностью агрегатов вдоль границы проплавления (рис. 28). Каждое дополнительное подваривание добавляет термические циклы, способствующие прогрессивному укрупнению зерна и агрегации включений, что повышает риск межкристаллитной коррозии, поэтому целесообразно минимизировать суммарное тепловложение.

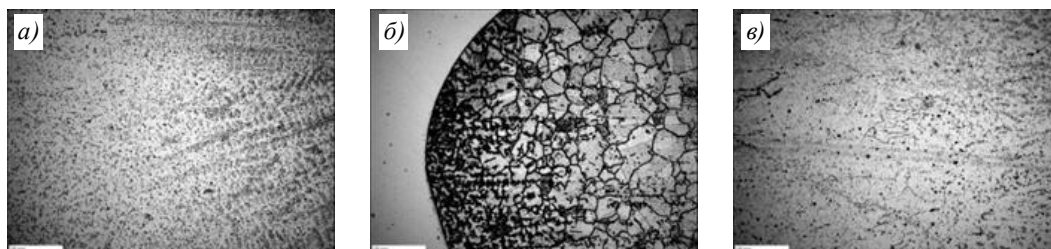


Рис. 25. Микроструктуры образца разноименного сварного соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т без подварки: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ЭП648-ПС

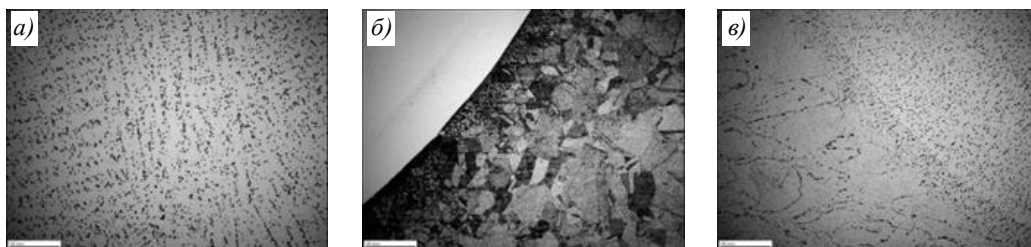


Рис. 26. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т с одной подваркой: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ЭП648-ПС

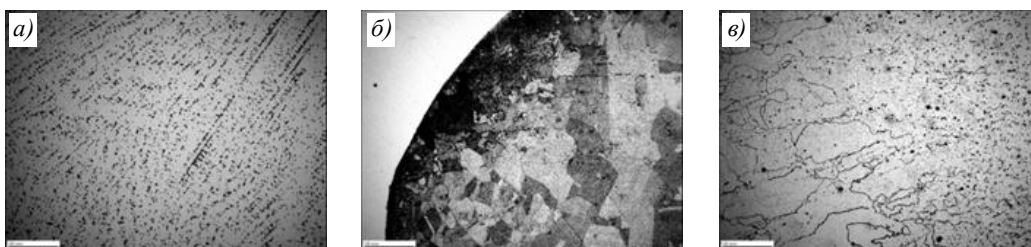


Рис. 27. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т с двумя подварками: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ЭП648-ПС

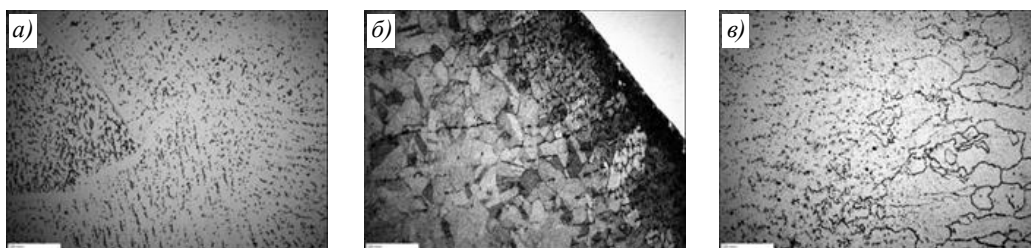


Рис. 28. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т с тремя подварками: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ЭП648-ПС

Разноименные соединения ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т

Без подварок разноименное сварное соединение ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т имеет типичную зональность: зона сварного шва с дендритно-столбчатой структурой, ближняя ЗТВ с крупным зерном, дальняя ЗТВ и основной металл (рис. 29). Одна подварка сохраняет направленное затвердевание, но наблюдается повышенная плотность дисперсных включений (рис. 30). Две подварки усиливают накопление вытянутых окисно-шлаковых цепочек и крупных включений, местами увеличивая концентрацию пор и зернограницных выделений (рис. 31). Три подварки демонстрируют максимальную степень накопления неметаллических агломератов, что повышает риск снижения механических характеристик и коррозионной стойкости (рис. 32).

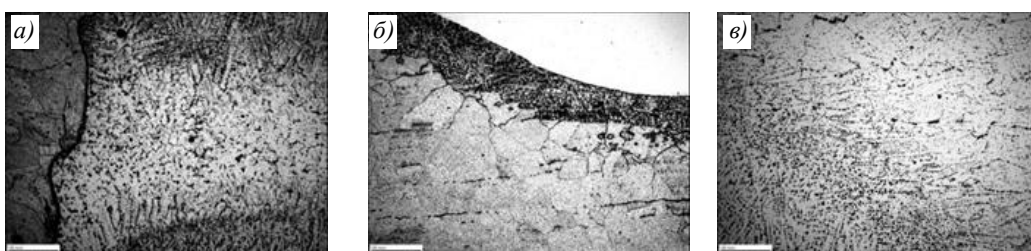


Рис. 29. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т без подварки: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ВЖ159-ПС

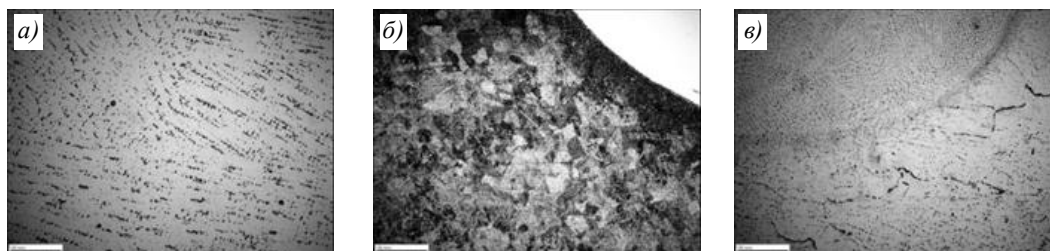


Рис. 30. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т с одной подваркой: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ВЖ159-ПС

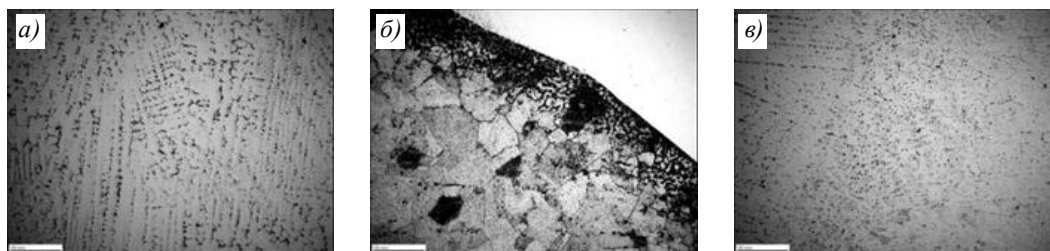


Рис. 31. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т с двумя подварками: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ВЖ159-ПС



Рис. 32. Микроструктуры ($\times 200$) образца сварного разноименного соединения ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т с тремя подварками: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава ВЖ159-ПС

Разноименные соединения КХ28М6 + 12Х18Н10Т

Без подварок соединение КХ28М6 + 12Х18Н10Т демонстрирует типичную трехзонную структуру: колонно-дендритный шов, основной металл и локально грубозернистую ЗТВ (рис. 33). Одна подварка сохраняет направленную дендритную морфологию, но вызывает появление игловатых/пластинчатых превращений в ЗТВ и увеличивает долю шнуров и дисперсных выделений по границам зерен (рис. 34). Две и три подварки приводят к прогрессивному коарсингу ЗТВ, увеличению длины и концентрации шлакообразных стрингеров и агрегатов оксидных включений (рис. 35 и 36). Дополнительные термические циклы потенциально ухудшают механические характеристики и повышают риск межкристаллитной коррозии в зонах с карбидными выделениями.

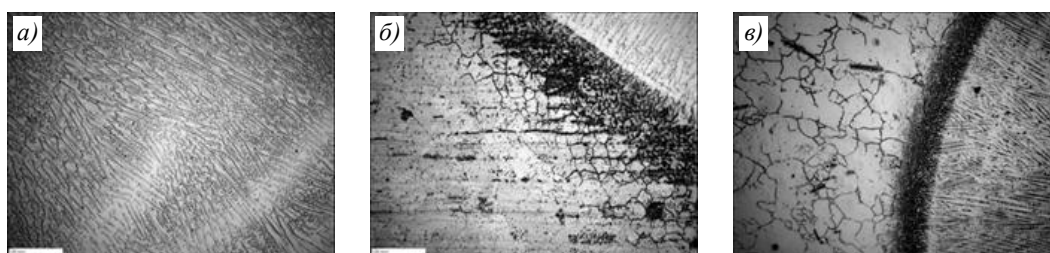


Рис. 33. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения КХ28М6 + 12Х18Н10Т без подварок: *а* – зона сварного шва; *б* – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; *в* – зона термического влияния сплава КХ28М6

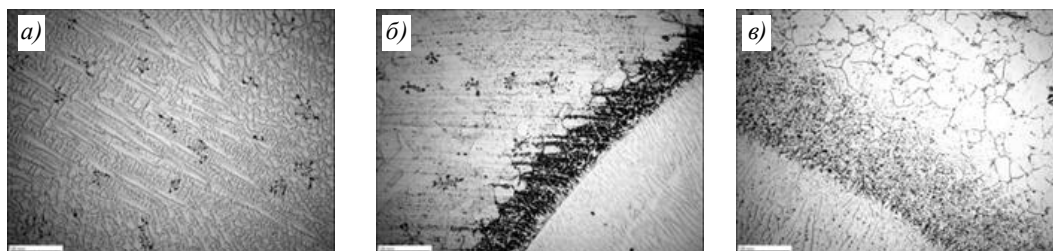


Рис. 34. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения КХ28М6 + 12Х18Н10Т с одной подваркой: а – зона сварного шва; б – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; в – зона термического влияния сплава КХ28М6



Рис. 35. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения КХ28М6 + 12Х18Н10Т с двумя подварками: а – зона сварного шва; б – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; в – зона термического влияния сплава КХ28М6

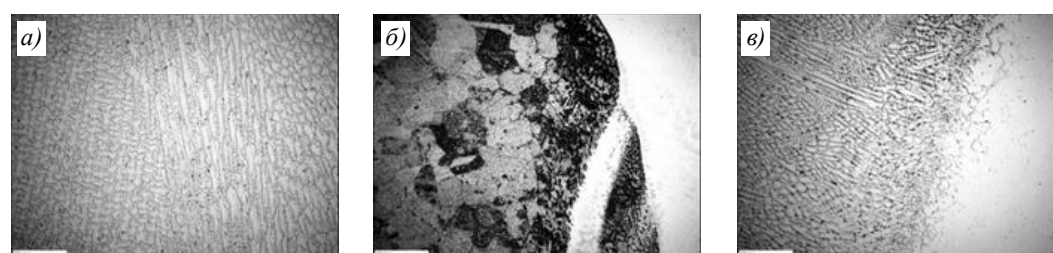


Рис. 36. Микроструктуры ($\times 200$) образца разноименного сварного соединения КХ28М6 + 12Х18Н10Т с тремя подварками: а – зона сварного шва; б – зона термического влияния стали 12Х18Н10Т; в – зона термического влияния сплава КХ28М6

Механические свойства сварных соединений

Результаты определения механических свойств образцов сварных соединений с разным количеством подварок при температуре 20 °С представлены в виде графических зависимостей на рис. 37–43. Основная тенденция, наблюдаемая для всех материалов, – с увеличением количества подварок предел прочности сварных соединений в большинстве случаев снижается, что указывает на негативное воздействие термического цикла сварки на структуру металла в зоне шва и околошовной зоне.

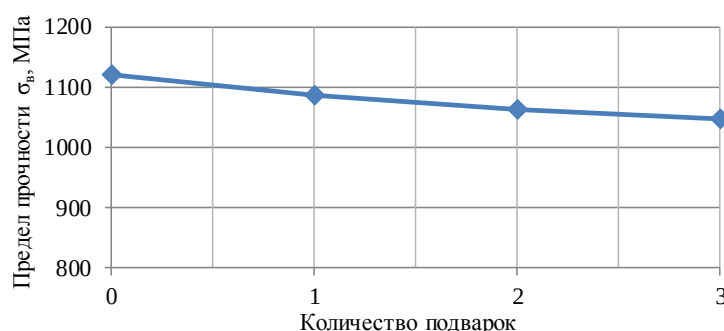


Рис. 37. Влияние количества подварок на механические свойства одноименного сварного соединения ВТ6-ПС + ВТ6-ПС

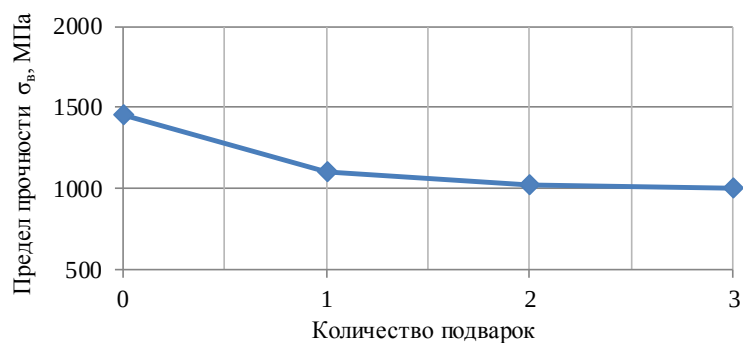


Рис. 38. Влияние количества подварок на механические свойства одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б с термической обработкой до сварки



Рис. 39. Влияние количества подварок на механические свойства одноименного сварного соединения X15H5Д4Б + X15H5Д4Б с термической обработкой после сварки

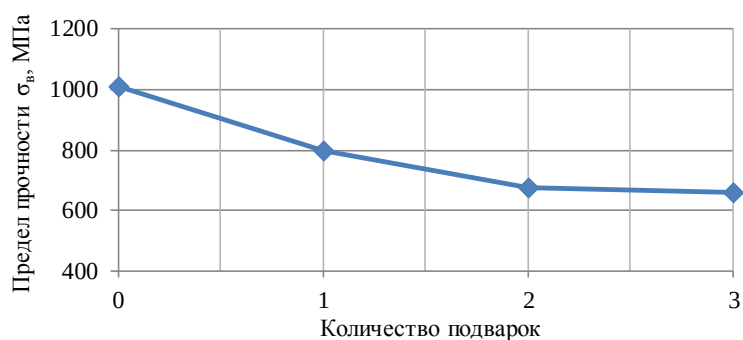


Рис. 40. Влияние количества подварок на механические свойства разноименного сварного соединения ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т

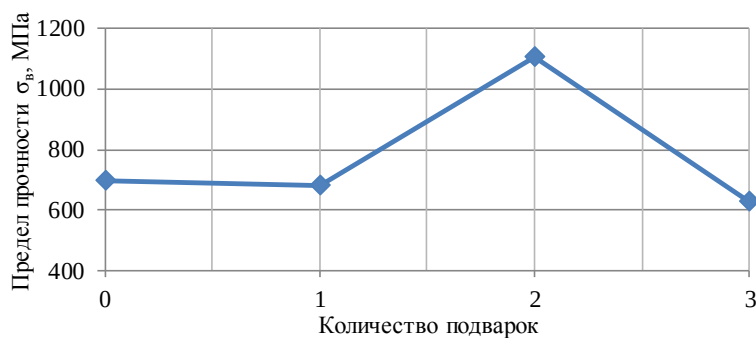


Рис. 41. Влияние количества подварок на механические свойства разноименного сварного соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т

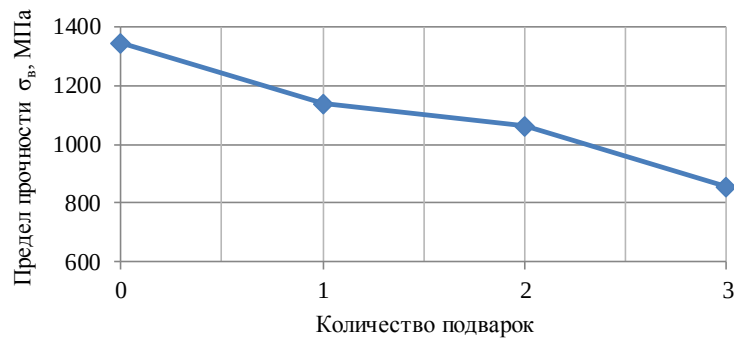


Рис. 42. Влияние количества подварок на механические свойства одноименного сварного соединения KX28M6 + KX28M6



Рис. 43. Влияние количества подварок на механические свойства разноименного сварного соединения KX28M6 + 12X18H10T

Результаты определения предела прочности σ_b сварных соединений с различным количеством ремонтных подварок (0, 1, 2 и 3) при температуре 20 °С представлены на (рис. 37–43).

С увеличением числа подварок прочность большинства одноименных соединений снижается: наибольшее – у сплава KX28M6, наименьшее – у сплава BT6-ПС.

Разноименные соединения во всех случаях разрушались по стали 12X18H10T, что подтверждает высокую прочность шва и ЗТВ. Коэффициент прочности – не менее 0,9 от менее прочного материала.

По результатам испытаний установлены допустимые пределы ремонтпригодности. Соединение сплава BT6-ПС допускает до трех подварок. Для сплава X15H5Д4Б при термической обработке до сварки – не более одной подварки, при термической обработке после сварки – до двух подварок. Для сплава KX28M6 подварки не рекомендуются. Для разноименных соединений KX28M6 + 12X18H10T – до двух подварок, ЭП648-ПС + 12X18H10T и ВЖ159-ПС + 12X18H10T – до трех подварок.

Таким образом, ремонтпригодность существенно зависит от типа сплава. Наиболее технологичны одноименные пары из сплава BT6-ПС и разноименные пары со сталью; сплав KX28M6 требует исключения ремонтных подварок.

Заключения

В результате выполнения данной работы разработаны и экспериментально апробированы технологии автоматической аргоно-дуговой сварки синтезированных жаропрочных материалов в одноименных и разноименных сочетаниях применительно к изготовлению и ремонту элементов камеры сгорания двигателей серии ПД. Установлено, что для получения качественных соединений необходим комплексный подход,

включающий предварительную обработку материала (ГИП), адаптацию режимов сварки (АрДЭС) и последующую термическую обработку.

Проведены отработка и выбор технологических параметров аргоно-дуговой сварки и подварки синтезированных материалов в одноименных (КХ28М6, Х15Н5Д4Б, ВТ6-ПС) и разноименных сочетаниях с деформированным материалом (ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т, ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т, КХ28М6 + 12Х18Н10Т). Установлены диапазоны параметров технологических режимов автоматической аргоно-дуговой сварки, обеспечивающие формирование качественных сварных швов. Изготовлены сварные соединения, в том числе с подваркой, всех указанных сочетаний. Все изготовленные сварные соединения подвергнуты неразрушающему контролю рентгенографическим методом, по результатам которого дефектов не выявлено.

Исследование микроструктуры сварных соединений показало, что отработанные режимы аргоно-дуговой сварки обеспечивают формирование качественного шва без трещин, пор и прочих недопустимых дефектов. Металлографический анализ показал, что ремонтные подварки приводят к нежелательным структурным изменениям: укрупнению зерна в ЗТВ и агрегации неметаллических включений, что является предпосылкой к снижению эксплуатационных характеристик. Установлено, что с увеличением количества подварок происходит прогрессирующий рост зерна в ЗТВ и увеличение концентрации неметаллических включений для всех типов соединений. Для сплава Х15Н5Д4Б подтверждена целесообразность проведения полной термической обработки до сварочных операций для получения более однородной и прочной структуры соединения.

Проведены механические испытания сварных соединений в исходном состоянии и после первой, второй и третьей ремонтных подварок. По результатам испытаний на статическое растяжение установлено, что все одноименные сварные соединения в исходном состоянии обладают высоким уровнем прочности: коэффициент прочности сварных швов без ремонта составляет не менее 0,9 от прочности основного материала, что полностью удовлетворяет требованиям технического задания. Для разноименных соединений разрушение во всех случаях происходило по менее прочному материалу (сталь 12Х18Н10Т), что подтверждает высокую несущую способность сварного шва и ЗТВ; коэффициент прочности таких соединений составляет 0,9 от наименее прочного основного материала.

На основе графических зависимостей предела прочности σ_b от числа подварок определена ремонтпригодность для каждого типа соединения. Сварное соединение сплава ВТ6-ПС допускает выполнение до трех подварок благодаря высокой структурной стабильности титанового сплава. Для сплава Х15Н5Д4Б установлено, что термическая обработка до сварки ограничивает число ремонтов одной подваркой, тогда как термическая обработка после сварки позволяет выполнять до двух подварок. Сварное соединение сплава КХ28М6 демонстрирует наибольшую чувствительность к термическим циклам, поэтому ремонтные подварки для него не рекомендуются. Для разноименных соединений допустимое количество ремонтов варьируется: соединение КХ28М6 + 12Х18Н10Т допускает не более двух подварок, тогда как соединения ЭП648-ПС + 12Х18Н10Т и ВЖ159-ПС + 12Х18Н10Т сохраняют работоспособность после трех подварок. Полученные результаты позволяют сформировать практические рекомендации по допустимому числу ремонтов для каждого типа сварного узла при изготовлении и восстановлении элементов камеры сгорания двигателей серии ПД.

Разработанные технологии аргоно-дуговой сварки синтезированных жаропрочных материалов позволяют обеспечить формирование качественных, бездефектных сварных соединений с высокими механическими свойствами, пригодных для изготовления

и ремонта элементов камеры сгорания двигателей серии ПД. Определены допустимые пределы ремонтпригодности для каждого типа соединения, что обеспечивает возможность восстановления работоспособности сварных узлов в условиях эксплуатации.

Дальнейшая работа будет направлена на отработку технологических режимов электронно-лучевой сварки синтезированных материалов, получение качественных сварных соединений с минимальной ЗТВ, а также проведение их всесторонних исследований и испытаний, включая оценку длительной прочности, усталостных характеристик и жаропрочности применительно к условиям эксплуатации элементов камеры сгорания двигателей серии ПД.

Список источников

1. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Монин С.А. Влияние среднего напряжения цикла на характеристики малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 126–136. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-126-136.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // *Электрометаллургия*. 2022. № 1. С. 2–12.
3. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Колесников С.И., Чемов Д.А. Влияние примесей на механические и эксплуатационные свойства литейного жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 // *Труды ВИАМ*. 2024. № 10 (140). С. 13–23. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-13-23.
4. Mostafa A., Rubio I.P., Brailovski V. et al. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments // *Metals*. 2017. No. 7. P. 196–219. DOI: 10.3390/met7060196.
5. Нарский А.Р., Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г. Получение мелкозернистой структуры отливок из жаропрочных никелевых сплавов при использовании модификатора – алюмината кобальта // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
6. El-Bagoury N., Hessien M.M., Alsawat M. et al. Optimization of Microstructure and Mechanical Properties of Hipped Inconel 718 by Various Heat Treatment Processes // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2019. No. 8. P. 642–655. DOI: 10.1007/s13632-019-00568-7.
7. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
8. Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И., Размахов М.Г. Температуры фазовых превращений и калориметрический анализ порошковых композиций жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-79-85.
9. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 2. Компенсация и контроль отклонений, ГИП и термическая обработка // *Электрометаллургия*. 2022. № 2. С. 2–12.
10. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 5. С. 8–19.
11. Князев А.Е., Мин П.Г. Сравнение характеристик металlopорошковых композиций сплава ВЖЛ718, изготовленных методами PREP и VEGA, после селективного лазерного сплавления // *Металлург*. 2024. № 4. С. 48–58.

12. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Рогалев А.М., Князев А.Е. Исследование химического состава, структуры и механических свойств сплава ЭП648 на различных этапах аддитивного производства // Материаловедение. 2018. № 12. С. 17–22.
13. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А. Обзор перспективных высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлических материалов для производства газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). С. 30–41. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
14. Weldable oxidation resistant nickel-iron-chromium-aluminium alloy: pat. 8506883 US; appl. 12.12.07; publ. 18.06.09.
15. Nickel-chromium-iron-aluminium alloy: pat. 4671931 US; appl. 11.05.84; publ. 09.06.87.
16. Superalloy repair welding using multiple alloy powders: pat. 8618434 US; appl. 22.03.10; publ. 22.09.11.
17. Repaired turbine exhaust strut heat shield vanes and repair methods: pat. 8083465 US; appl. 05.09.08; publ. 11.03.10.

References

1. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Monin S.A. Influence of average cycle stress on characteristics of low-cycle fatigue of high-temperature nickel alloy VZh175. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 126–136. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 23, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-126-136.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New-generation materials and digital additive manufacturing technologies for critical components at FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12.
3. Min P.G., Vadeev V.E., Kolesnikov S.I., Chemov D.A. The effect of impurities on mechanical and operational properties of the cast nickel-base superalloy VZhM200. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), pp. 13–23. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 23, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-13-23.
4. Mostafa A., Rubio I.P., Brailovski V. et al. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments. *Metals*, 2017, no. 7, pp. 196–219. DOI: 10.3390/met7060196.
5. Narsky A.R., Deynaga G.I., Kuzmina I.G. Obtaining a fine-grained structure of castings from nickel superalloys using a cobalt aluminate modifier. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 23, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
6. El-Bagoury N., Hessien M.M., Alsawat M. et al. Optimization of Microstructure and Mechanical Properties of Hipped Inconel 718 by Various Heat Treatment Processes. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2019, no. 8, pp. 642–655. DOI: 10.1007/s13632-019-00568-7.
7. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New-generation materials and digital additive manufacturing technologies for critical components at FSUE «VIAM». Part 3. Adaptation and development of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
8. Loshchinin Yu.V., Pakhomkin S.I., Razmakhov M.G. Phase transformation temperatures and calorimetric analysis of powder compositions of nickel-based superalloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-79-85.
9. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New-generation materials and digital additive technologies for the production of critical service-life components at FSUE VIAM. Part 2. Compensation and control of deviations, HIP, and heat treatment. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 2, pp. 2–12.
10. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S. New-generation materials and digital additive technologies for the production of critical service-life components at FSUE VIAM. Part 4. Development of heat-resistant materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 8–19.

11. Knyazev A.E., Min P.G. Comparison of characteristics of VZhL718 alloy metal powder compositions produced by PREP and VEGA methods after selective laser melting. *Metallurg*, 2024, no. 4, pp. 48–58.
12. Min P.G., Vadeev V.E., Rogalev A.M., Knyazev A.E. Investigation of the chemical composition, structure, and mechanical properties of EP648 alloy at various stages of additive manufacturing. *Materialovedenie*, 2018, no. 12, pp. 17–22.
13. Echin A.B., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A. Review of perspective high-temperature superalloys based on refractory non-metallic materials for production of gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 30–41. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 23, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
14. *Weldable oxidation resistant nickel-iron-chromium-aluminium alloy*: pat. 8506883 US; appl. 12.12.07; publ. 18.06.09.
15. *Nickel-chromium-iron-aluminium alloy*: pat. 4671931 US; appl. 11.05.84; publ. 09.06.87.
16. *Superalloy repair welding using multiple alloy powders*: pat. 8618434 US; appl. 22.03.10; publ. 22.09.11.
17. *Repaired turbine exhaust strut heat shield vanes and repair methods*: pat. 8083465 US; appl. 05.09.08; publ. 11.03.10.

Информация об авторах

Афанасьева Екатерина Сергеевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

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

Information about the authors

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 29.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 01.10.2026.
The article was submitted 29.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 01.10.2026.

Научная статья

УДК 669.018.44:669.24

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-33-53

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ЛИТЬЕ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ РЕНИЯ ДЛЯ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК

О.Н. Битюцкая¹, Н.В. Петрушин¹, Е.М. Висик¹, Н.А. Лонская¹, В.В. Авдеев¹, А.В. Востриков¹

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

Аннотация. Для нового углеродсодержащего жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ22, содержащего 2 % (по массе) Re, получена регрессионная модель для прогнозирования влияния технологических параметров литья на размер зерна в поликристаллических отливках. Исследованы особенности формирующейся структуры сплава в поликристаллических и монокристаллических отливках образцов и турбинных лопаток при литье и термической обработке. Макро- и микроструктуры сплава, сформированные при литье и термической обработке, обеспечивают для поликристаллических отливок повышенные характеристики кратковременной и длительной прочности.

Ключевые слова: углеродсодержащие жаропрочные никелевые сплавы, рений, технологические параметры литья, размер зерна, поликристаллические и монокристаллические отливки турбинных лопаток, термическая обработка, макро- и микроструктура, механические свойства

Для цитирования: Битюцкая О.Н., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Лонская Н.А., Авдеев В.В., Востриков А.В. Формирование структуры при литье и термической обработке жаропрочного никелевого сплава с пониженным содержанием рения для турбинных лопаток // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 33–53. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-33-53.

Scientific article

STRUCTURE FORMATION DURING CASTING AND THERMAL TREATMENT OF A NICKEL-BASED SUPERALLOY WITH REDUCED RHENIUM CONTENT FOR TURBINE BLADES

O.N. Bityutskaya¹, N.V. Petrushin¹, E.M. Visik¹, N.A. Lonskaya¹, V.V. Avdeev¹, A.V. Vostrikov¹

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 regression model has been developed for the new carbon-containing nickel-based superalloy VZhL22 with 2 wt.% Re to predict the effect of casting process parameters on the grain size in polycrystalline castings. The structure forming features of the alloy in polycrystalline and single-crystal castings and turbine blades were investigated during casting and heat treatment. The macro- and microstructures formed during casting and heat treatment provide enhanced short-term strength and long-term strength creep characteristics for polycrystalline castings.

Keywords: carbon-containing nickel-based superalloys, rhenium, casting process parameters, grain size, polycrystalline and single-crystal turbine blade castings, heat treatment, macro- and microstructures, mechanical properties

For citation: Bityutskaya O.N., Petrushin N.V., Visik E.M., Lonskaya N.A., Avdeev V.V., Vostrikov A.V. Structure formation during casting and thermal treatment of a nickel-based superalloy with reduced rhenium content for turbine blades. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 33–53. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-33-53.

Введение

Многие годы основной тенденцией в области развития жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) являлось повышение их жаропрочности за счет легирования дорогостоящими и дефицитными элементами – рением и рутением. В результате для литья лопаток газовых турбин перспективных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) были созданы монокристаллические рений-рутенийсодержащие никелевые сплавы поколений IV (EPM-102, MC-NG, TMS-138, ВЖМ4), V (ВЖМ6, ВЖМ8, TMS-162, TMS-196) и VI (TMS-238, ВЖМ10) с беспрецедентным уровнем жаропрочности [1–5].

В настоящее время фокус внимания направлен на повышение экономичности производства современных ГТД, в том числе за счет разработки новых ЖНС с пониженным содержанием дорогостоящих дефицитных элементов. Помимо этого, за последние десятилетия, согласно данным научно-технической литературы, одной из современных тенденций в области разработки лопаточных ЖНС является создание более экономичных сплавов с пониженным содержанием рения, из которых можно отлить турбинные лопатки с различной ростовой структурой: как с поли- (равноосной и столбчатой), так и с монокристаллической [6–12]. Такой сплав, содержащий 2 % (по массе) Re и предназначенный для изготовления отливок турбинных лопаток с различной ростовой структурой, с помощью метода компьютерного конструирования [13] разработан в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и получил марку ВЖЛ22 [3, 14, 15]. Химический состав некоторых современных сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Номинальный химический состав поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов равноосной кристаллизации

Сплав	Содержание основных легирующих элементов, % (по массе)										Параметры фазовой стабильности	
	C	Cr	Ti	Mo	W	Al	Co	Ta	Re	Hf	ΔE	$(Md)\gamma$
ВЖЛ22	0,12	4,5	1,3	3,2	6,8	5,6	8,5	4,6	2,0	–	0	0,911
ВЖЛ21	0,12	8,3	3,5	3,8	2,8	5,4	9,8	2,5	–	–	0	0,933
СМ681	0,11	5,4	0,15	0,5	8,5	5,7	9,3	6,2	3,0	1,6	–0,12	0,899

Примечание. Данные для сплавов ВЖЛ22, ВЖЛ21 и СМ681 представлены согласно патентам РФ 2530932, US 6632299 и РФ 2434069 соответственно. ΔE и $(Md)\gamma$ – параметры фазовой стабильности, рассчитанные по методам баланса легирования и New PHACOMP(Md) [13].

Достижение комплекса свойств ЖНС напрямую зависит от структурного состояния – фазового состава, размера зерен, ориентировки и строения границ зерен, размеров и морфологии первичных (образующихся в процессе кристаллизации) и вторичных (образующихся в процессе термической обработки) фазовых составляющих, степени дендритной сегрегации легирующих элементов [16–18]. Поэтому важными задачами, наравне с разработкой состава нового сплава, являются определение технологических параметров формирования оптимальной структуры и выявление зависимостей структурных характеристик отливок от параметров равноосной или направленной кристаллизации.

В работе [19] подробно описаны влияние основных технологических параметров литья методом направленной кристаллизации на выход годных монокристаллических отливок с кристаллографической ориентацией (КГО) $\langle 001 \rangle$ из нового ЖНС марки ВЖЛ22 с пониженным содержанием рения и другие структурные характеристики, такие как угловое отклонение аксиальной КГО $\langle 001 \rangle$ монокристалла сплава от главной

оси отливки ($\alpha_{\langle 001 \rangle}$), угловая разориентация кристаллитов сплава в отливке ($\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle}$), расстояние между осями дендритов первого порядка (параметр дендритной ячейки λ), объемные доли литейных пор ($V_{\text{пор}}$) и эвтектических выделений γ' -фазы ($V_{\text{эвт}}$).

Основными параметрами макроструктуры поликристаллических отливок из ЖНС, получаемых методом равноосной кристаллизации, являются размер макрозерен и, как следствие, тип межзеренных границ, которые могут влиять положительно или отрицательно на сопротивление литого сплава пластической деформации, ползучести и разрушению [20–23], зависящее в значительной степени от переохлаждения расплава в процессе кристаллизации [24–26]. Наибольшее влияние на степень переохлаждения расплава могут оказывать температуры керамической формы и расплава в плавильном тигле перед заливкой.

Не менее существенное влияние на процесс формирования благоприятной структуры отливок из ЖНС, предопределяющей уровень их характеристик, оказывает термическая обработка [27]. Правильно подобранные параметры термической обработки (температура и продолжительность гомогенизирующего отжига, скорость последующего охлаждения, температура и время старения) обеспечивают достижение определенного размера частиц упрочняющей γ' -фазы кубоидной формы и их псевдорегулярное распределение в матрице γ -твердого раствора. Так, монокристаллы сплава SMSX-4 с частицами γ' -фазы размером 0,5 мкм, сформированными при термической обработке по определенному режиму, имеют наибольшие значения предела прочности и предела текучести при растяжении в интервале температур от 20 до 1200 °C [28]. При этом одним из факторов, объясняющих влияние размера и формы γ' -частиц на сопротивление высокотемпературной ползучести монокристаллов ЖНС, является величина γ/γ' -мисфита [29, 30].

Ввиду изложенного целями данной работы являются:

- установление зависимости размера макрозерен в поликристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 от технологических параметров литья методом равноосной кристаллизации;
- исследование микроструктуры и свойств материала поликристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 после различных этапов термической обработки;
- исследование микроструктуры материала турбинных лопаток из сплава ВЖЛ22, полученных методами равноосной и направленной (монокристаллической) кристаллизации.

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

Материалы и методы

Для проведения исследований использовали шихтовые заготовки из сплава ВЖЛ22, изготовленные по технологии выплавки ренийсодержащих ЖНС [31]. Номинальный химический состав сплава ВЖЛ22 приведен в табл. 1.

Оболочковые керамические формы для литья поликристаллических и монокристаллических образцов и лопаток получали в соответствии с серийной технологией [16].

Поликристаллические отливки изготавливали методом равноосной кристаллизации на промышленной вакуумной установке УППФ-У путем свободной заливки расплава металла из плавильного тигля в нагретую до заданной температуры оболочковую керамическую форму (рис. 1, а), установленную в печи предварительного подогрева форм. Температуру расплава в плавильном тигле измеряли термопарой погружения, температуру нагревателей печи подогрева форм (верхняя и нижняя зоны) – стационарными термопарами. После каждой плавки получали блок отливок, состоящий из девяти цилиндрических образцов диаметром 16 мм и длиной ~70 мм (рис. 1, б).

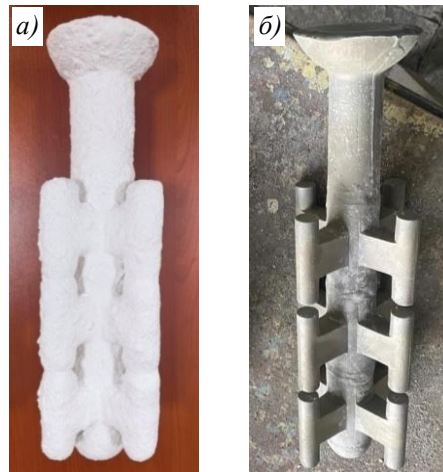


Рис. 1. Литейная оболочковая керамическая форма (а) и блок поликристаллических отливок образцов (б) из сплава ВЖЛ22

Заливку керамических форм проводили по различным технологическим параметрам равноосной кристаллизации, варьирование которых осуществляли в соответствии с матрицей плана полного факторного эксперимента (ПФЭ) типа $2^n + 1$ [32], где n – количество переменных факторов (технологические параметры литья). В качестве технологических параметров литья выбраны температуры керамической формы перед заливкой $T_{\text{форм}}$ и расплава в плавильном тигле перед заливкой в керамические формы $T_{\text{зал}}$ ($n = 2$). Отметим, что в этих экспериментах расплав перед заливкой подвергался перегреву относительно температуры ликвидус до температуры, не превышающей значения, которое, согласно данным работ [33, 34], существенно бы повлияло при последующем охлаждении на температуру начала кристаллизации расплава и, соответственно, на дисперсность структурных составляющих в затвердевшей отливке сплава.

Принятые в экспериментах уровни и интервалы варьирования переменных факторов при литье сплава ВЖЛ22 методом равноосной кристаллизации представлены в табл. 2.

Таблица 2

Уровни и интервалы варьирования переменных технологических параметров литья при равноосной кристаллизации

Уровни	Натуральные значения параметров		Коды параметров	
	$T_{\text{форм}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{зал}}, ^\circ\text{C}$	$\tilde{x}_1$	$\tilde{x}_2$
Средний	900	1530	0	0
Нижний	850	1480	–1	–1
Верхний	950	1580	+1	+1
Интервал варьирования	50	50	0,5	0,5

Символы $\tilde{x}_1$ и $\tilde{x}_2$ (табл. 2) представляют собой кодовые значения параметров литья: температур керамической формы перед заливкой $T_{\text{форм}}$ и расплава в плавильном тигле перед заливкой в керамические формы $T_{\text{зал}}$ соответственно. Пересчет натуральных значений параметров в коды осуществляли по формуле [35]

$$\tilde{x}_i = \frac{x_i - x_{0i}}{\Delta x_i}, \quad (1)$$

где x_i – фактическое значение i -го параметра в опыте; x_{0i} – значение i -го параметра в опыте на среднем уровне; Δx_i – интервал варьирования i -го параметра.

В качестве функции отклика y выбрана основная структурная характеристика поликристаллической отливки, получаемой методом равноосной кристаллизации, – размер макрозерен, характеризуемый средним диаметром $d_{\text{зер}}$.

Матрица ПФЭ типа $2^n + 1$, использованная для исследования влияния технологических параметров равноосной кристаллизации сплава ВЖЛ22 на размер макрозерен в отливке, приведена в табл. 3. Полученные результаты экспериментов аппроксимировали регрессионным уравнением (моделью) вида [36]

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^4 b_i x_i + \sum_{1 < i < j}^4 b_{ij} x_i x_j, \quad (2)$$

где y – функция отклика (размер макрозерен); x_i, x_j – значения технологических параметров литья; b_0, b_i, b_{ij} – коэффициенты регрессионного уравнения (модели).

Таблица 3

**Матрица плана эксперимента и размеры макрозерен (средние значения)
в поликристаллических отливках образцов**

Условный номер опыта (плавки)	План в кодах		Размер макрозерен (функция отклика) $\bar{y}(\bar{d}_{\text{зер}}, \text{мм})$
	$\tilde{x}_1 (T_{\text{форм}}, ^\circ\text{C})$	$\tilde{x}_2 (T_{\text{зал}}, ^\circ\text{C})$	
1	–1	–1	1,75
2	–1	+1	6,03
3	+1	–1	1,61
4	+1	+1	5,43
5	0	0	2,74
Дисперсия воспроизводимости $S_{\text{воспр}}^2(\bar{y})$			0,106

Определение размера макрозерен (диаметр зерен $d_{\text{зер}}$) в структуре материала литых отливок образцов проводили на микрошлифах методом оптической количественной металлографии посредством съемки изображений цифровой камерой. Полученные изображения и данные для количественного анализа обрабатывали с помощью программного обеспечения [37].

Поликристаллические отливки образцов и турбинных рабочих лопаток из сплава ВЖЛ22 для исследования микроструктуры после литья и термической обработки, механических свойств при растяжении и длительной прочности изготавливали по технологическим параметрам литья, выбранным на основе анализа регрессионного уравнения, полученного в данной работе.

Монокристаллические отливки турбинных рабочих лопаток из сплава ВЖЛ22 заданной аксиальной КГО <001> получали методом направленной кристаллизации в автоматизированной промышленной установке по технологическим параметрам литья, выбранным на основе анализа регрессионных уравнений, полученных в работе [19].

Микроструктуру сплава в отливках образцов и лопаток исследовали на сканирующем электронном микроскопе. Локальный элементный состав сплава и фаз определяли методом электронно-зондового микроанализа в сканирующем электронном микроскопе с применением энергодисперсионного спектрометра. Объектами исследований служили микрошлифы, приготовленные из литых и термически обработанных отливок из сплава ВЖЛ22. Коэффициенты сегрегации $K_{c(i)}$ для i -х легирующих элементов рассчитывали на основе данных, полученных методом электронно-зондового микроанализа, по формуле [30]

$$K_{c(i)} = n(C_{\text{м.д}(i)} / C_{\text{о.д.п}(i)})^m, \quad (3)$$

где $C_{м.д(i)}$, $C_{о.д.п(i)}$ – концентрации i -го элемента в γ/γ' -матрице междендритных пространств и осей дендритов первого порядка соответственно; $m = \pm 1$. Если $C_{м.д(i)} > C_{о.д.п(i)}$, тогда $m = +1$, $K_{с(i)} = C_{м.д(i)}/C_{о.д.п(i)} > 1$ и сегрегация считается «прямой». Если $C_{м.д(i)} < C_{о.д.п(i)}$, тогда $m = -1$, $K_{с(i)} = -(C_{о.д.п(i)}/C_{м.д(i)}) < -1$ и сегрегация считается «обратной».

Периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз определяли при комнатной температуре методом рентгеноструктурного анализа, γ/γ' -мисфит рассчитывали по формуле [38]

$$\Delta a = (a_{\gamma} - a_{\gamma'})/a_{\gamma}, \quad (4)$$

где a_{γ} , $a_{\gamma'}$ – периоды кристаллической решетки γ -твердого раствора и γ' -фазы соответственно.

Исследование микроструктуры отливок лопаток проводили на микрошлифах фрагментов, вырезанных из пера лопатки по сечению перпендикулярно оси лопатки и из замковой части лопатки.

Испытания гладких цилиндрических образцов (диаметр 5 мм, расчетная длина 25 мм) из сплава ВЖЛ22 на растяжение проводили при температуре 20 °С по ГОСТ 1497–2023, на длительную прочность – при температурах 900, 1000 и 1050 °С по ГОСТ 10145–81 (образцы без защитного покрытия).

Макроструктуру отливок образцов и лопаток после резки и химического травления анализировали путем визуального осмотра в оптическом микроскопе.

Угловое отклонение КГО $\langle 001 \rangle$ монокристалла отливок лопаток $\alpha_{\langle 001 \rangle}$ от оси Z лопаток и разориентацию субзерен монокристаллической структуры $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle}$ лопаток определяли методом рентгеноструктурного анализа с помощью рентгенодифракционной установки и программы «КРОС» [39, 40].

Температуры фазовых превращений в сплаве при нагреве определяли методом дифференциального термического анализа на образцах диаметром 4 мм и высотой 1,5 мм.

Результаты и обсуждение

Регрессионная модель размера макрозерен в поликристаллической отливке

В табл. 3 представлены результаты определения размера (диаметра) макрозерен, усредненные по трем поликристаллическим отливкам образцов из сплава ВЖЛ22 для каждой из пяти плавов, отлитых по выбранным технологическим параметрам равноосного литья в соответствии с планом ПФЭ $2^2 + 1$.

Типичная макроструктура (рис. 2) этих отливок образцов (поперечное сечение, диаметр 16 мм, длина 70 мм) представлена макрозернами, средний размер которых в опытах от плавки к плавке изменяется в интервале от 1,61 (плавка 3) до 6,03 мм (плавка 2) с дисперсией воспроизводимости средних значений характеристики $S^2_{\text{воспр}(\bar{y})} = 0,065$.



Рис. 2. Макроструктуры поликристаллических отливок образцов (поперечное сечение) из сплава ВЖЛ22, полученных по различным технологическим параметрам равноосной кристаллизации

Статистическую обработку полученных результатов (табл. 3), включающую расчет коэффициентов регрессии b_0, b_i, b_{ij} модели (2), дисперсий воспроизводимости средних экспериментальных значений размера макрозерен в опытах $S_{\text{воспр}(\bar{y})}^2$ и вычисленных значений коэффициентов модели $S_{b_i}^2$, критического значения доверительного интервала Δb_i при доверительной вероятности $P_\alpha = 0,95$ (уровень значимости $\alpha = 0,05$) для коэффициентов модели, выполняли в соответствии с алгоритмом и по формулам, приведенным в работах [19, 41]. В результате расчета для модели $\bar{y}(\bar{d}_{\text{зер}}, \text{мм})$ получены следующие данные: $b_0 = 3,51, b_1 = -0,15, b_2 = 1,62, b_{12} = -0,09, S_{\text{воспр}(\bar{y}_i)}^2 = 0,106, S_{b_i}^2 = 0,027, \Delta b_i = 0,294$.

Один из коэффициентов регрессии (b_{12}) оказался статистически незначимым, при этом коэффициент b_1 принимали значимым. Проверку модели $\bar{y}(\bar{d}_{\text{зер}}, \text{мм})$ на адекватность выполняли в точках плана-матрицы (табл. 2) с помощью критерия Фишера F для уровня значимости $\alpha = 0,05$, вычисляя дисперсию адекватности $S_{\text{адек}}^2$ [41]. Рассчитанная величина F -критерия для модели не превышала табличного критического значения $F_{\text{кр}}$ (для заданной доверительной вероятности $P_\alpha = 0,95$).

Таким образом, с доверительной вероятностью 95 % полученная модель адекватно описывает изменение размера (среднее значение) макрозерен в поликристаллической отливке из сплава ВЖЛ22 в зависимости от выбранных параметров литья методом равноосной кристаллизации:

$$\bar{y}(\bar{d}_{\text{зер}}) = 3,51 - 0,15 \tilde{x}_1 + 1,62 \tilde{x}_2, S_{\text{адек}}^2 = 0,53, \quad (5)$$

где переменные факторы $\tilde{x}_1$ и $\tilde{x}_2$ – выраженные в кодах температуры формы $T_{\text{форм}}$ и расплава перед заливкой $T_{\text{зал}}$ соответственно.

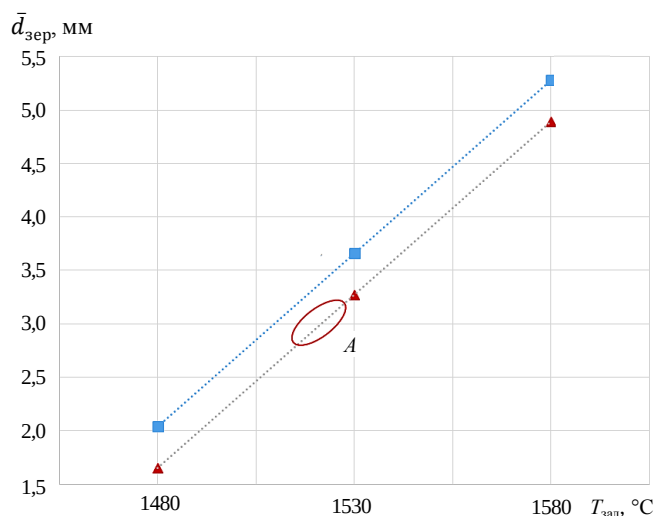


Рис. 3. Влияние температур керамической формы $T_{\text{форм}}$ и расплава перед заливкой $T_{\text{зал}}$ на размер макрозерен $d_{\text{зер}}$ в поликристаллической отливке из сплава ВЖЛ22: ■ – $T_{\text{форм}} = 850 ^\circ\text{C}$; ▲ – $T_{\text{форм}} = 980 ^\circ\text{C}$ (экстраполяция от $950 ^\circ\text{C}$); А – область предпочтительных значений технологических параметров литья сплава методом равноосной кристаллизации

На рис. 3 зависимость размера макрозерен от параметров литья, построенная по модели (5), представлена в графическом виде. Как следует из уравнения (5) и рис. 3, размер макрозерен в отливке из сплава ВЖЛ22 значительно возрастает (в 2–3 раза) с увеличением температуры расплава перед заливкой $T_{\text{зал}}$ с 1480 до 1580 $^\circ\text{C}$, тогда как повышение температуры формы $T_{\text{форм}}$ с 850 до 980 $^\circ\text{C}$ вызывает его снижение только на ~24 %.

Такой результат, вероятно, обусловлен тем, что исследуемый интервал варьирования температуры керамической формы оказался недостаточным, чтобы значительно повлиять на условия зарождения и рост кристаллитов в процессе кристаллизации расплава.

Микроструктура сплава в поликристаллических отливках после литья и термической обработки

После литья сплав имеет типичную для углеродсодержащих ЖНС с рением поликристаллическую структуру с размером макрозерен 2–3 мм дендритно-ячеистого строения, в которой первично кристаллизующей фазой является γ -твердый раствор в виде дендритов (рис. 4, а). В междендритных пространствах и по межзеренным границам располагаются частицы пластинчатой и округлой формы, которые по данным электронно-зондового анализа в сканирующем электронном микроскопе идентифицировали как выделения карбидной фазы типа MC на основе (Ta, Ti)C различного химического состава (рис. 4, б–г). В междендритных пространствах также обнаружены карбидные частицы с повышенным содержанием Mo и W (предположительно, карбид типа M_6C), выделения эвтектической (перитектической) γ' -фазы в составе эвтектики ($\gamma + \gamma'$) и литейные поры размером до 10 мкм. Измеренные объемные доли выделений неравновесной эвтектики ($\gamma + \gamma'$) и литейных микропор в литых образцах составляют 5,3 и 0,1 % соответственно. Микрочастицы γ' -фазы, образовавшиеся в процессе распада матричного γ -твердого раствора при охлаждении закристаллизовавшейся отливки, в дендритах и междендритных пространствах имеют различную форму и размеры. В междендритных пространствах они в 1,5–2 раза крупнее (рис. 4, д, е). Других фаз в литой структуре отливки не обнаружено.

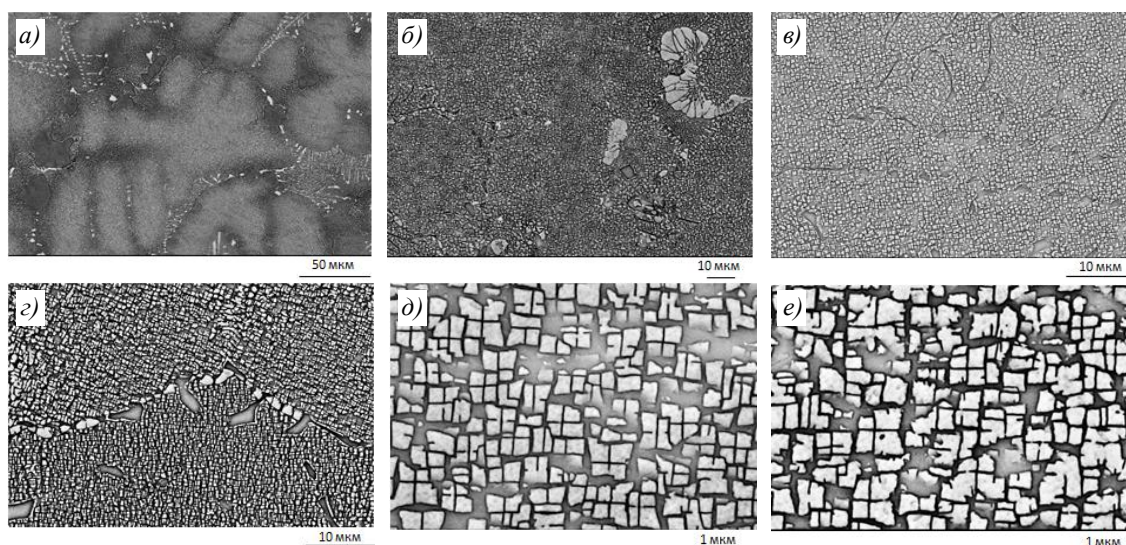


Рис. 4. Микроструктура поликристаллического сплава ВЖЛ22 после литья: а, б – дендритно-ячеистая структура (в междендритных пространствах залегают выделения карбидов и эвтектической (перитектической) γ' -фазы); в – MC-карбиды в объеме зерна; г – MC-карбиды и γ' -фаза на межзеренной границе; д – γ' -фаза в дендрите первого порядка; е – γ' -фаза в междендритном пространстве

В пределах дендритных ячеек литой поликристаллической отливки микроструктура сплава характеризуется химической неоднородностью, которая обусловлена дендритной сегрегацией легирующих элементов сплава в процессе кристаллизации. К ним в первую очередь относятся вольфрам ($K_{c(W)} = -2,4$), рений ($K_{c(Re)} = -1,6$) и тантал ($K_{c(Ta)} = 1,4$). Остальные легирующие элементы имеют незначительную сегрегацию, их коэффициенты сегрегации близки к единице.

Для снижения сегрегационной микронеоднородности легирующих элементов и формирования оптимальной γ/γ' -микроструктуры с однородным распределением в γ -матрице кубоидных частиц γ' -фазы размером $\sim 0,5$ мкм проведены исследования по разработке технологических параметров термической обработки сплава ВЖЛ22. С этой целью методом дифференциального термического анализа определены температуры основных фазовых превращений в сплаве при нагреве: температура полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -сольвус) $T_{п.р}^{\gamma'} = 1276$ °С, температура плавления эвтектической γ' -фазы $T_{эвт} = 1298$ °С, температура солидус $T_S = 1315$ °С, температура ликвидус $T_L = 1379$ °С. Исходя из этих данных, определены режимы термической обработки отливок, в частности температура гомогенизации.

Для проведения исследований выбраны режимы термической обработки ТО-1, ТО-2 и ТО-3, включающей длительный гомогенизирующий отжиг в вакуумной печи, кратковременный гомогенизирующий отжиг в воздушной печи (перекристаллизацию γ' -фазы), высокотемпературное и низкотемпературное старение при различных температурах, длительностях и скоростях охлаждения. Процессы гомогенизирующего отжига проводили в интервале температур между температурой γ' -сольвус сплава и температурой плавления эвтектической γ' -фазы.

Исследование поликристаллических отливок образцов из сплава ВЖЛ22 после термической обработки по выбранным режимам показало, что после гомогенизирующего отжига наблюдается выравнивание концентраций легирующих элементов по дендритным ячейкам (за исключением W и Re – их коэффициенты сегрегации уменьшились до $-1,2$), частицы γ' -фазы в дендритах и междендритных пространствах сформировались практически равными по размеру, а выделения эвтектики ($\gamma + \gamma'$) частично растворились в γ -матрице (рис. 5, а). Однако из-за недостаточно высокой скорости охлаждения образцов после гомогенизирующего отжига в структуре сплава формируются частицы γ' -фазы неблагоприятной формы (отсутствует плоская огранка поверхности) и размера ~ 1 мкм (рис. 5, б), что нежелательно.

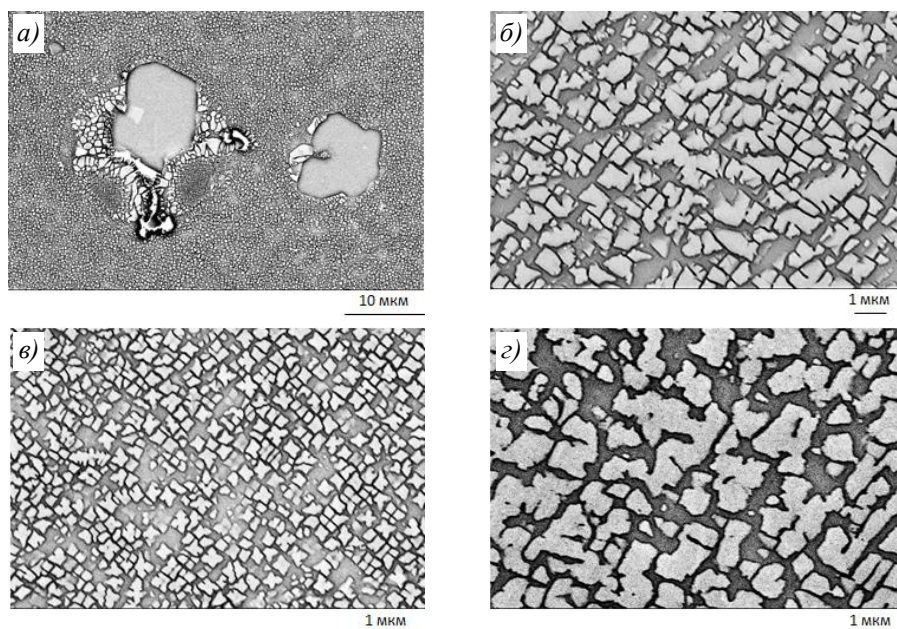


Рис. 5. Микроструктура сплава ВЖЛ22 после термической обработки: а, б – соответственно остаточная эвтектика ($\gamma + \gamma'$) и частицы γ' -фазы в междендритных пространствах после гомогенизирующего отжига; в – частицы γ' -фазы в дендритах первого порядка после дополнительного кратковременного отжига с последующим охлаждением вне печи на воздухе; г – частицы γ' -фазы в междендритных пространствах после высокотемпературного старения по режиму ТО-3

Дополнительное применение кратковременного отжига с последующим охлаждением вне печи на воздухе позволило полностью перекристаллизовать γ' -фазу и сформировать ее в виде высокодисперсных ($\sim 0,3$ мкм) частиц, хотя их форма далека от оптимальной кубоидной (рис. 5, в).

Повышение температуры старения при термической обработке по режиму ТО-3 относительно режима ТО-1 привело к формированию в междендритных участках отливки крупных частиц γ' -фазы нежелательной формы (рис. 5, з). Исключение при термической обработке операции высокотемпературного старения в режиме ТО-2 при проведении только низкотемпературного старения в режиме ТО-3 не привело к образованию кубоидных частиц γ' -фазы с плоской огранкой. После термообработки по режиму ТО-1 (полная термообработка) в структуре сплава формируются кубоидные частицы γ' -фазы размером $\sim 0,5$ мкм с плоской огранкой, равномерно распределенные в γ -матрице, более крупные частицы γ' -фазы декорируют межзеренные границы, при этом МС-карбиды располагаются как в объеме зерен, так и на межзеренных границах (рис. 6).

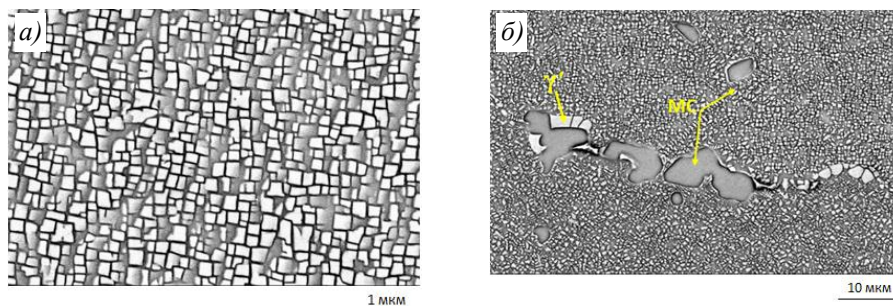


Рис. 6. Микроструктура сплава ВЖЛ22 после полной термической обработки: а – дисперсные частицы γ' -фазы в γ -матрице; б – МС-карбиды в объеме и на границе зерен

Сравнительные исследования показали, что температуры γ' -сольвус и солидус сплава после термической обработки по режиму ТО-1 ($T_{п.р}^{\gamma'} = 1274$ °С, $T_S = 1319$ °С) отличаются всего на несколько градусов от показателей сплава в литом состоянии ($T_{п.р}^{\gamma'} = 1276$ °С, $T_S = 1315$ °С). При этом, по данным рентгеноструктурного анализа, сплав имеет благоприятное значение γ/γ' -мисфита, равное 0,15 % при комнатной температуре (период решетки γ -фазы больше, чем γ' -фазы), и слабо изменяется после различных этапов термической обработки, что свидетельствует о высокой структурной стабильности γ/γ' -матрицы.

Результаты механических испытаний на растяжение при 20 °С образцов из сплава ВЖЛ22, обработанных по режимам ТО-1, ТО-2 и ТО-3, представлены в табл. 4.

Таблица 4

**Механические свойства сплава ВЖЛ22 при 20 °С
после термической обработки по различным режимам**

Режим термической обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
ТО-1	1030	960	8,0	9,5
	1020	990	5,0	11,0
	1060	920	8,4	13,7
ТО-2	980	960	6,0	8,5
	980	955	5,0	11,5
	990	965	4,5	8,5
ТО-3	1000	895	9,0	11,5

Образцы из сплава, термически обработанные по режимам ТО-1 и ТО-3, имели более высокие значения характеристик прочности, чем образцы, термически обработанные по режиму ТО-2. Наибольшие значения предела прочности и пластичности показали образцы, термообработанные по режиму ТО-1.

Результаты испытаний поликристаллических образцов из сплава ВЖЛ22 с 2 % (по массе) Re на длительную прочность при различных растягивающих напряжениях σ в интервале температур 900–1050 °С и долговечностях (время до разрушения) 70–800 ч использованы для построения параметрической кривой длительной прочности в координатах σ – P ($P = T(20 + \lg \tau_p)$ – параметр Ларсона–Миллера [42], где T – температура, К; τ_p – время до разрушения, ч), которая представлена на рис. 7 (точками показаны экспериментальные данные). Там же для сравнения приведены аналогичные кривые для поликристаллических сплавов равноосной кристаллизации ВЖЛ21 (не содержит Re) [3] и СМ681 с 3 % (по массе) Re [7]. Химический состав сплавов приведен в табл. 1.

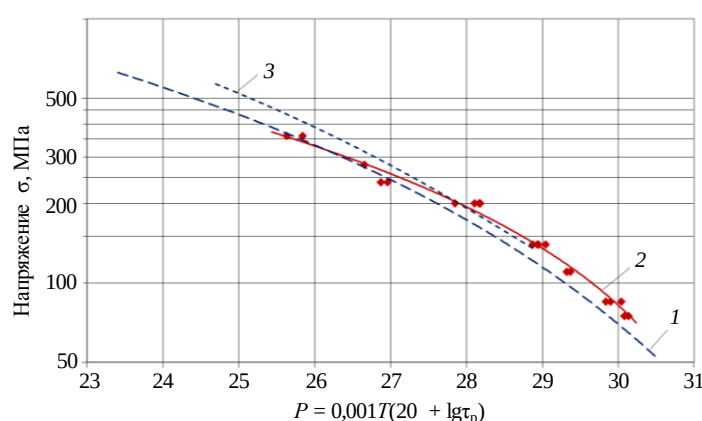


Рис. 7. Параметрические кривые длительной прочности поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛ21 (1), ВЖЛ22 (2) и СМ681 (3) в интервале температур 900–1050 °С

Параметрические кривые свидетельствуют о преимуществе сплава ВЖЛ22 по длительной прочности перед сплавом ВЖЛ21 в исследованном температурно-временном диапазоне, что обусловлено положительным влиянием рения на жаропрочность. Расчеты показывают, что сплав ВЖЛ22 не уступает по этой характеристике более легированному рением сплаву СМ681, что связано с недостаточной фазовой стабильностью последнего, характеризующейся параметром ΔE (табл. 1). Следует отметить, что после длительных испытаний в интервале температур 900–1050 °С избыточных фаз в структуре сплава ВЖЛ22 не обнаружено (рис. 8). Это подтверждает его высокую фазовую стабильность.

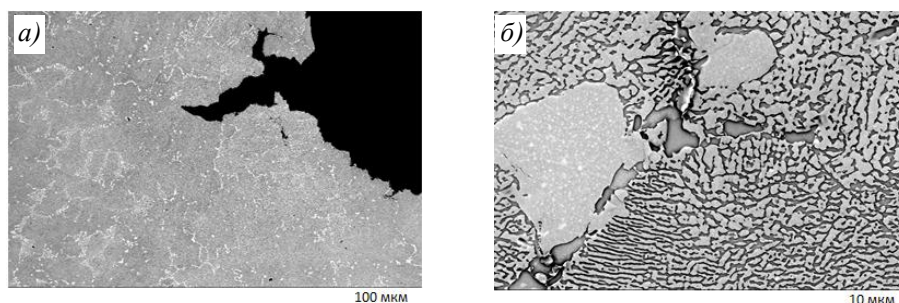


Рис. 8. Микроструктура сплава ВЖЛ22 в рабочей части образца после испытаний на длительную прочность при температуре 1000 °С ($\sigma = 140$ МПа, $\tau_p = 533$ ч): а – зона разрушения; б – выделения эвтектической γ' -фазы и МС-карбидов

С использованием построенной параметрической кривой длительной прочности сплава ВЖЛ22 (рис. 7) проведена оценка средних значений предела длительной прочности при температурах 900, 1000 и 1050 °С и базах 100 и 1000 ч: $\sigma_{100}^{900} = 355$ МПа, $\sigma_{1000}^{900} = 245$ МПа, $\sigma_{100}^{1000} = 205$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000} = 110$ МПа, $\sigma_{100}^{1050} = 120$ МПа, $\sigma_{1000}^{1050} = 65$ МПа.

Технологическое опробование сплава ВЖЛ22 при литье поликристаллических и монокристаллических турбинных рабочих лопаток

В условиях опытного производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проведено опробование технологических процессов литья по выплавляемым моделям поликристаллических и монокристаллических неохлаждаемых рабочих лопаток ГТД из сплава ВЖЛ22. С этой целью в промышленной вакуумно-индукционной печи выплавлены по технологии производства ренийсодержащих ЖНС [31] шихтовые заготовки.

Литье поликристаллических лопаток

Для литья поликристаллических лопаток собирали блоки, состоящие из двух моделей (рис. 9, а). По собранным модельным блокам лопаток с использованием известного технологического процесса изготовлены керамические формы блоков для литья (рис. 9, б). При этом при изготовлении керамических форм модификатор (алюминат кобальта) [25] не применяли. Затем в печи установки для равноосной кристаллизации УППФ-У размещали нагретые до заданной температуры $T_{\text{форм}}$ два блока таких форм. Шихтовую заготовку расплавляли в плавильном индукционном тигле установки, выдерживали расплав при заданной температуре $T_{\text{зал}}$ и далее заливали расплав в нагретые керамические формы, затем осуществляли процесс равноосной кристаллизации расплава. Для обеспечения выхода годных поликристаллических отливок по макроструктуре при литье в производственных условиях использовали значения $T_{\text{форм}}$ и $T_{\text{зал}}$, ранее выбранные на основе анализа полученной регрессионной модели (5) для литья поликристаллических отливок образцов из сплава ВЖЛ22. По окончании процесса кристаллизации керамические формы с закристаллизовавшимся сплавом извлекали из установки и удаляли керамическую оболочку. За один производственный цикл получали две отливки поликристаллических рабочих лопаток (рис. 9, в), всего для исследований изготовлено восемь отливок лопаток из сплава ВЖЛ22.



Рис. 9. Модельные блоки рабочих лопаток (а), керамическая форма блока для литья лопаток (б) и блок отливок рабочих лопаток из сплава ВЖЛ22 (в)

По результатам визуального контроля полученных отливок лопаток литейные дефекты типа «засор», «пробой» керамических форм и «незалив» не выявлены. По результатам неразрушающего контроля рентгенографическим методом на одной отливке

лопатки в области замка выявлен участок несплошности размерами 8×7 мм типа «рыхлота». По результатам неразрушающего контроля капиллярным методом (с использованием набора дефектоскопических материалов ЛЮМ 33-ОВ) в другой отливке лопатки на переходе от пера к замку (со стороны корыта) выявлены несплошности в виде единичных пор диаметром до 0,5 мм, укладываемые в припуск на механическую обработку лопатки. Таким образом, выход годных по металлургическим дефектам поликристаллических отливок рабочих лопаток из сплава ВЖЛ22, изготовленных по разработанным технологическим параметрам, составил $\sim 88\%$.

Контроль макроструктуры отливок лопаток после равноосной кристаллизации проводили путем визуального осмотра их поверхности после травления. С этой целью отливки после химического травления при комнатной температуре в реактиве $\text{HNO}_3 + \text{HF} + \text{H}_2\text{O}_2$ осматривали под оптическим микроскопом и оценивали размеры макрозерен. Установлено, что макроструктура отливок лопаток неоднородна: на перо размер макрозерен в 2–3 раза меньше, чем на замке (рис. 10), что является характерным для поликристаллических отливок лопаток данной конфигурации.



Рис. 10. Поликристаллическая отливка лопатки из сплава ВЖЛ22 после резки и химического травления

Одну из полученных отливок лопаток разрезали в поперечном направлении на образцы, на торцевой поверхности каждого из них изготовили микрошлифы для исследований микроструктуры методами оптической и растровой электронной микроскопии.

Сплав ВЖЛ22 в отливках лопаток имеет типичную для поликристаллических отливок из углеродсодержащих ЖНС дендритно-ячеистую структуру: в междендритных пространствах наблюдаются выделения частиц МС-карбидов на основе тантала различной формы и крупные выделения эвтектической γ' -фазы (рис. 11).

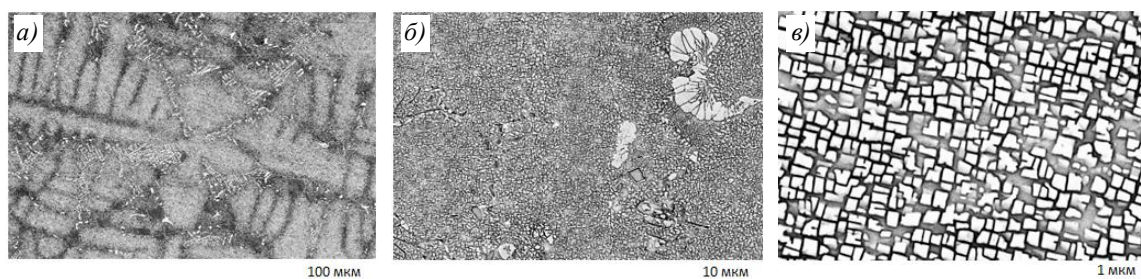


Рис. 11. Микроструктура сплава ВЖЛ22 в поликристаллической отливке лопатки (поперечное сечение пера) после литья: *а* – дендритно-ячеистая структура; *б* – выделения МС-карбидов и эвтектической γ' -фазы в междендритных пространствах; *в* – частицы γ' -фазы в γ -дендритах

Измеренные значения объемных долей литейных пор $V_{\text{пор}}$ и выделений эвтектической γ' -фазы $V_{\text{эвт}}$ в структуре замка и пера литой поликристаллической отливки лопатки различаются. Для замка значения $V_{\text{пор}}$ и $V_{\text{эвт}}$ составляют 0,53 и 5,77 %, для пера – соответственно 0,24 и 5,49 %.

Величины этих параметров литой структуры материала лопатки из сплава ВЖЛ22 являются характерными для поликристаллических отливок турбинных лопаток из ЖНС в литом состоянии.

Литье монокристаллических лопаток

Опробование технологического процесса литья монокристаллических рабочих охлаждаемых лопаток турбины высокого давления ГТД из сплава ВЖЛ22 с заданной КГО <001> проведено на промышленной автоматизированной литейной установке для направленной кристаллизации с жидкометаллическим кристаллизатором (алюминий). С этой целью изготовлены специальные модели рабочих лопаток с керамическим стержнем, которые собирали в блок по шесть моделей в каждом (рис. 12, а). При этом каждая модель лопатки в торцевой части пера снабжалась стартовым основанием конусообразной формы, заканчивающимся моделью затравки. Модели лопаток располагали на литейной чаше блока так, чтобы их входная и выходная кромки пера были обращены в сторону нагревателей установки.

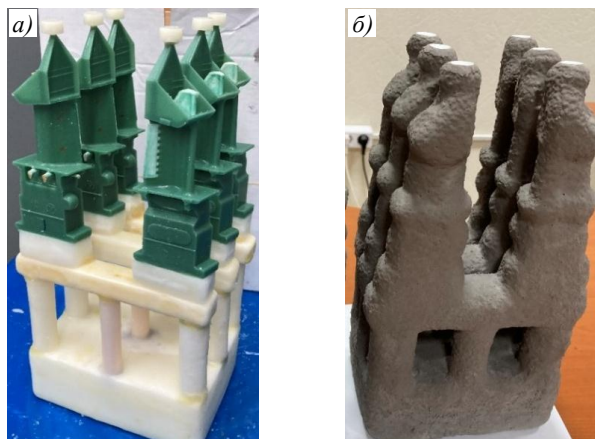


Рис. 12. Модельный блок рабочих лопаток (а) и керамическая форма блока для литья монокристаллических лопаток (б)

Перед плавкой в затравочные полости прокаленных литейных керамических форм блоков (рис. 12, б) устанавливали специальные монокристаллические затравки из сплава системы Ni–W с КГО <001> и закрепляли их керамической суспензией с последующей выдержкой при температуре 20 °С не менее 6 ч до отверждения. Затем в печи подогрева форм установки для направленной кристаллизации размещали два блока таких форм, заливали в них из плавильного тигля расплавленный жаропрочный сплав ВЖЛ22. Далее выполняли процесс монокристаллического литья лопаток по технологическим параметрам, выбранным на основе анализа ранее полученных регрессионных уравнений [19], описывающих влияние основных технологических параметров литья методом направленной кристаллизации (температуры расплава в плавильном тигле установки перед заливкой в керамические формы и расплава в керамических формах перед началом процесса кристаллизации, скорость направленной кристаллизации) на выход годных монокристаллических отливок образцов с КГО <001>, угловое отклонение аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от продольной оси отливки лопаток и др. За один производственный цикл получены 12 отливок монокристаллических лопаток из сплава ВЖЛ22 (рис. 13).



Рис. 13. Блоки отливок рабочих монокристаллических лопаток из сплава ВЖЛ22 с литниковой чашей после удаления керамической оболочки

Анализ макроструктуры отливок лопаток после резки и химического травления до выявления дендритной структуры в водном растворе концентрированной соляной кислоты (рис. 14, *a*) проведен путем визуального осмотра и с использованием оптического микроскопа. Установлено, что все 12 отливок лопаток имеют монокристаллическую структуру, полученную от монокристаллической затравки с КГО $\langle 001 \rangle$. На поверхности отливок дефектов типа «струйная ликвация» (freckles) и «прострелы», равноосных зерен и др. не обнаружено. На одной из отливок лопаток отмечено наличие малоугловой границы субзерен. В табл. 5 приведены результаты определения параметров монокристаллической структуры полученных отливок лопаток турбины.

Таблица 5

Параметры монокристаллической структуры отливок лопаток турбины из сплава ВЖЛ22

Условный номер отливки лопатки	Аксиальное кристаллографическое отклонение монокристалла сплава с КГО $\langle 001 \rangle$ от продольной оси отливки лопаток $\alpha_{\langle 001 \rangle}$, градус	Разориентация субзерен структуры $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle}$, градус
1	3,9	—
2	7,5	
3	2,3	
4	0,2	
5	4,2	
6	2,7	2,6 (на спинке), 2,2 (с торца замка)
7	7,4	—
8	3,1	—
9	4,0	
10	5,5	
11	8,4	
12	7,1	

Результаты опробования показали, что отливки рабочей лопатки турбины из жаропрочного сплава ВЖЛ22 с КГО $\langle 001 \rangle$, полученные по разработанным технологическим параметрам литья, имеют монокристаллическую структуру с отклонением от заданной КГО $\langle 001 \rangle$ $\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 10$ градусов (с разориентацией субзерен на одной

из лопаток $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 3$ градусов). Это позволяет считать, что выход годных по монокристаллической структуре полученных отливок лопаток составляет ~92 %.

На рис. 14 (б, в) также представлены фотографии макро- и микроструктуры поперечного сечения монокристаллической отливки лопатки из сплава ВЖЛ22.

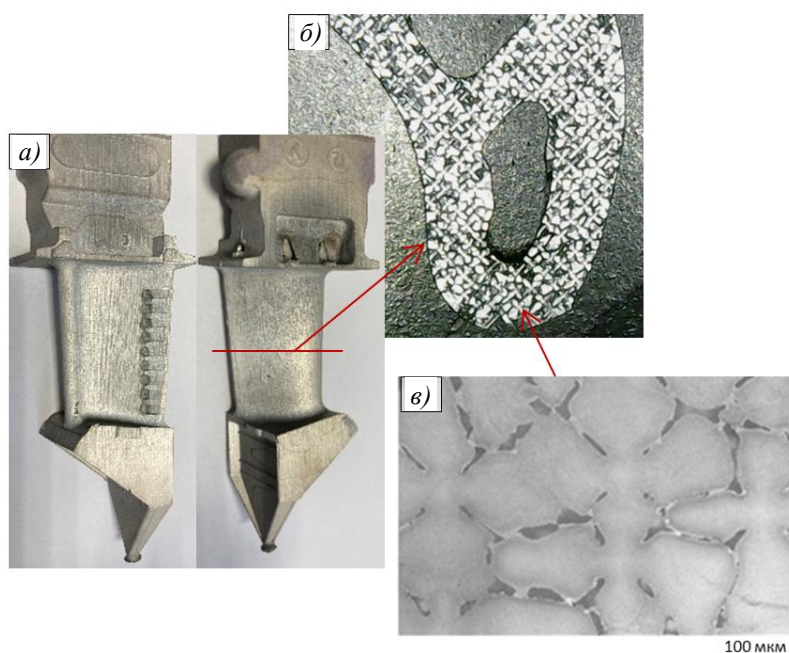


Рис. 14. Отливка монокристаллической лопатки из сплава ВЖЛ22 после резки и химического травления (а), дендритная макроструктура (поперечное сечение пера) (б) и дендритно-ячеистая микроструктура (поперечное сечение пера) (в)

Сплав в отливках имеет характерное для монокристаллических отливок дендритно-ячеистое строение, состоит из дендритов первого и второго порядков и междендритных пространств с выделениями пластинчатых частиц МС-карбидов на основе тантала и эвтектической (перитектической) γ' -фазы (рис. 15).

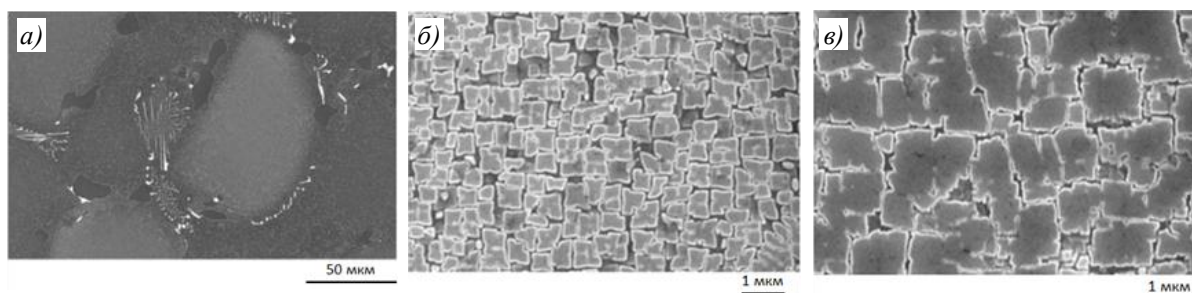


Рис. 15. Микроструктура сплава ВЖЛ22 в монокристаллической отливке лопатки с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ (поперечное сечение пера) после литья: а – выделения МС-карбидов и эвтектической γ' -фазы в междендритном пространстве; б – частицы γ' -фазы в γ -дендритах первого порядка; в – частицы γ' -фазы в γ -междендритном пространстве

Измерены параметры структуры литой монокристаллической отливки лопатки из сплава ВЖЛ22: $\lambda = 312,1$ мкм; $V_{\text{пор}} = 0,2$ %, $V_{\text{эвт}} = 9,4$ %. Величины этих параметров литой структуры материала лопатки из сплава ВЖЛ22 являются характерными для монокристаллических отливок турбинных лопаток из ЖНС в литом состоянии.

Заключения

С использованием ПФЭ типа $2^n + 1$, где $n = 2$, для нового ЖНС марки ВЖЛ22 получена регрессионная модель для прогнозирования влияния технологических параметров литья методом равноосной кристаллизации на размер (диаметр) зерна в поликристаллических отливках. В результате анализа экспериментальных данных и регрессионной модели выявлено, что при повышении температуры расплава перед заливкой $T_{\text{зал}}$ с 1480 до 1580 °С размер макрозерен в отливке из сплава ВЖЛ22 увеличивается в 2–3 раза. При этом повышение температуры формы $T_{\text{форм}}$ в исследованном интервале варьирования не оказывает значительного влияния на размер макрозерен, уменьшая его на ~24 %.

В состоянии после литья сплав ВЖЛ22 имеет типичную для сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением поликристаллическую структуру дендритно-ячеистого строения. Микроструктура сплава в пределах дендритных ячеек характеризуется химической неоднородностью, обусловленной дендритной сегрегацией легирующих элементов (в большей степени вольфрама, рения и тантала) в процессе кристаллизации.

С целью снижения сегрегационной микронеоднородности легирующих элементов и формирования оптимальной γ/γ' -микроструктуры разработаны технологические параметры термической обработки сплава ВЖЛ22, включающей гомогенизационный отжиг и двухступенчатое старение.

Макро- и микроструктуры сплава, сформированные при литье и термической обработке по разработанным параметрам, обеспечивают для поликристаллических отливок повышенные характеристики (средние значения) кратковременной ($\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 955$ МПа, $\sigma_b^{20^\circ} = 1035$ МПа, $\delta^{20^\circ} = 7$ %, $\psi^{20^\circ} = 11$ %) и длительной ($\sigma_{100}^{900^\circ} = 355$ МПа, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 245$ МПа, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 205$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 110$ МПа, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 120$ МПа, $\sigma_{1000}^{1050^\circ} = 65$ МПа) прочности.

По разработанным технологическим параметрам, выбранным на основе анализа полученных регрессионных моделей, проведено успешное технологическое опробование сплава ВЖЛ22 при литье поликристаллических и монокристаллических турбинных лопаток. Выход годных по металлургическим дефектам поликристаллических отливок рабочих лопаток из сплава ВЖЛ22, изготовленных по разработанным технологическим параметрам методом равноосной кристаллизации, составил ~88 %. Выход годных по монокристаллической структуре монокристаллических отливок охлаждаемых лопаток из сплава ВЖЛ22, изготовленных по разработанным технологическим параметрам методом направленной кристаллизации, составил ~92 %.

Список источников

1. 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.
2. 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.
3. 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.
4. 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: 10.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
5. Елютин Е.С. Разработка жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений с повышенной длительной прочностью для монокристаллических лопаток перспективных авиационных ГТД: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2023. 27 с.

6. Ni-base superalloy and gas turbine component using the same: pat. US 2010/0047110 A1; appl. 09.08.09; publ. 25.02.10.
7. Nickel-base superalloy for high temperature, high strain application: pat. US 6632299 B1; appl. 19.10.00; publ. 14.10.03.
8. High ductility nickel alloy directional casting of parts for high temperature and stress operation: pat. US 4461659; appl. 24.06.81; publ. 24.07.84.
9. Low carbon directional solidification alloy: pat. US 5069873; appl. 14.08.89; publ. 03.12.91.
10. Hochtemperaturbeständiges Bauteil aus einkristalliner oder polykristalliner Nickel-Basis Superlegierung: pat. EP 1319729 B1; appl. 13.12.01; publ. 11.04.07.
11. High-strength and high-ductility Ni-base superalloys, parts using them, and method of producing the same: pat. EP 1795621 A1; appl. 06.12.06; publ. 13.06.07.
12. 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.
13. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 56–78.
14. Литейный жаропрочный сплав на никелевой основе и изделие, выполненное из него: пат. RU 2530932 C1; заявл. 29.10.13; опубл. 20.10.14.
15. Петрушин Н.В., Битюцкая О.Н., Висик Е.Н., 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> (дата обращения: 16.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22.
16. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия / под ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
17. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
18. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. 224 с.
19. 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: 15.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.
20. Паркер Э.Р., Уошберн Дж. Роль границ в явлениях ползучести // Ползучесть и возврат. Пер. с англ. под ред. А.Г. Рахштадта. М.: Гос. науч.-техн. изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1961. С. 260–285.
21. Мовчан Б.А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. Киев: Техніка, 1970. 212 с.
22. Кишкин С.Т., Поляк Э.В. Кинетика разрушения жаропрочных сплавов в процессе ползучести // С.Т. Кишкин. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов. Избранные труды. М.: Наука, 2006. С. 92–105.
23. Флемингс М. Процессы затвердевания. Пер. с англ. под ред. А.А. Жукова и Б.В. Рабиновича. М.: Мир, 1977. 423 с.
24. Степанов В.М., Кишкин С.Т., Чумаков В.А. и др. Прогрессивные методы точного литья лопаток ГТД // Авиационные материалы. М.: ОНТИ, 1977. Вып. 1. С. 68–80.
25. Каблов Е.Н., Чубаров В.Г. Литые турбинных лопаток из никелевых сплавов с равноосной поликристаллической структурой // Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. С. 187–234.
26. Кандаров И.В., Панкратов Д.Л., Пиксаев В.М. и др. Получение мелкозернистой структуры крупногабаритных лопаток из жаропрочного никелевого сплава IN792 // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. 2022. Т. 24. № 23. С. 64–70. DOI: 10.15593/2224-9877/2022.3.08.
27. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
28. Sengupta A., Putatunda S.K., Bartosiewicz L. et al. Tensile behavior of a new single-crystal nickel-based superalloy (CMSX-4) at room and elevated temperatures // Journal Materials Engineering and Performance. 1994. Vol. 3 (1). P. 73–81.

29. Nathal M.V. Effect of initial gamma prime size on the elevated temperature creep properties in single crystal nickel base superalloys // *Metallurgical Transactions A*. 1987. Vol. 18. Is. 11. P. 1961–1970.
30. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. и др. Селективное лазерное сплавление: материалы и технологии для синтеза ресурсных деталей: учебное пособие. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2024. 504 с.
31. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е. Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование. М.: ВИАМ, 2014. 368 с.
32. Винарский М.С., Лурье М.В. Планирование эксперимента в технологических исследованиях. Киев: Техніка, 1975. 168 с.
33. Кулешова Е.А., Колотухин Э.В., Барышев Е.Е. и др. Особенности образования структуры в сплаве ЖС6У после термовременной обработки расплава // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 11. С. 61–64.
34. Петрушин Н.В., Черкасова Е.Р. Зависимость температур фазовых превращений и структуры жаропрочных никелевых сплавов от температуры нагрева расплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1993. № 1. С. 22–25.
35. Задгенидзе И.Г. Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. М.: Наука, 1976. 390 с.
36. Дрейпер Н., Смит Г. Прикладной регрессионный анализ. Пер. с англ. Ю.П. Адлера, В.Г. Горского. 2-е изд. М.: Финансы и статистика, 1986. 366 с.
37. Исходжанова И.В., Бондаренко Ю.А., Лаптева М.А. Оценка структуры монокристаллического жаропрочного никелевого сплава, полученного при различных условиях направленной кристаллизации, с использованием методов количественного анализа видеоизображений // *Труды ВИАМ*. 2015. № 12. С. 46–54. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-6-6.
38. Самойлов А.И., Назаркин Р.М., Моисеева Н.С. Определение мисфита во фрагментированных монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // *Труды ВИАМ*. 2013. № 5. С. 8–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.03.2026).
39. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгеновский и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 358 с.
40. Кузьмина Н.А. Ростовые структурные дефекты в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). С. 15–26. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.
41. Старова Е.Н., Должанский Ю.М., Сибилева Л.И. и др. Обработка и анализ экспериментальных данных на ЭВМ «Наири-2». Методическое руководство. М.: ОНТИ ВИАМ, 1979. 80 с.
42. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 463 с.

References

1. 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.
2. 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.
3. *Aviation Materials: Handbook in 13 vols*. Ed. E.N. Kablov. 7th ed., revised and expanded. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022. Vol. 3: Nickel-Based Heat-Resistant Casting Alloys and Intermetallic Alloys, 192 p.
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 2. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 3–22. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
5. Elyutin E.S. *Development of high-temperature nickel-based alloys of generations V and VI with enhanced long-term strength for single-crystal blades of advanced aircraft gas turbines*: thesis, abstract Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 27 p.
6. *Ni-base superalloy and gas turbine component using the same*: pat. US 2010/0047110 A1; appl. 09.08.09; publ. 25.02.10.

7. *Nickel-base superalloy for high temperature, high strain application*: pat. US 6632299 B1; appl. 19.10.00; publ. 14.10.03.
8. *High ductility nickel alloy directional casting of parts for high temperature and stress operation*: pat. US 4461659; appl. 24.06.81; publ. 24.07.84.
9. *Low carbon directional solidification alloy*: pat. US 5069873; appl. 14.08.89; publ. 03.12.91.
10. *Hochtemperaturbeständiges Bauteil aus einkristalliner oder polykristalliner Nickel-Basis Superlegierung*: pat. EP 1319729 B1; appl. 13.12.01; publ. 11.04.07.
11. *High-strength and high-ductility Ni-base superalloys, parts using them, and method of producing the same*: pat. EP 1795621 A1; appl. 06.12.06; publ. 13.06.07.
12. 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.
13. Kablov E.N., Petrushin N.V. Computer-aided design method for cast heat-resistant nickel-based alloys. *Cast Heat-Resistant Alloys. The S.T. Kishkin Effect*. Moscow: Nauka, 2006, pp. 56–78.
14. *Nickel-based cast heat-resistant alloy and an article made therefrom*: pat. RU 2530932 C1; appl. 29.10.13; publ. 20.10.14.
15. 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 renium content. Part 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 3–22. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22.
16. *Cast Blades for Gas Turbine Engines: Alloys, Technologies, and Coatings*. Ed. E.N. Kablov. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
17. Logunov A.V. *Heat-Resistant Nickel Alloys for Gas Turbine Blades and Disks*. Rybinsk: Gazoturbinnye Tekhnologii, 2017, 854 p.
18. Golikov I.N., Maslenkov S.B. *Dendritic Segregation in Steels and Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1977, 224 p.
19. 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 renium content. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 1 (155), pp. 3–18. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 15, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.
20. Parker E.R., Washburn J. The role of boundaries in creep phenomena. *Creep and Recovery*. Trans. from Engl. ed. by A.G. Rakhshtadt. Moscow: State Scientific and Technical Publishing House of Literature on Ferrous and Non-Ferrous Metallurgy, 1961, pp. 260–285.
21. Movchan B.A. *Grain boundaries in cast metals and alloys*. Kyiv: Tekhnika, 1970, 212 p.
22. Kishkin S.T., Polyak E.V. Fracture kinetics of heat-resistant alloys during creep. *S.T. Kishkin. Development, investigation, and application of heat-resistant alloys. Selected works*. Moscow: Nauka, 2006, pp. 92–105.
23. Flemings M. *Solidification processing*. Trans. from Engl. Eds. A.A. Zhukov and B.V. Rabinovich. Moscow: Mir, 1977, 423 p.
24. Stepanov V.M., Kishkin S.T., Chumakov V.A. et al. Advanced methods for precision casting of gas turbine engine blades. *Aviation Materials*. Moscow: ONTI, 1977, is. 1, pp. 8–80.
25. Kablov E.N., Chubarov V.G. Casting of turbine blades from nickel-based alloys with an equiaxed polycrystalline structure. *Cast Blades for Gas Turbine Engines: Alloys, Technologies, Coatings*. Ed. by E.N. Kablov. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, pp. 187–234.
26. Kandarov I.V., Pankratov D.L., Piksaev V.M. et al. Obtaining a fine-grained structure in large-sized blades made of heat-resistant nickel alloy IN792. *Vestnik PNIPU. Mashinostroyeniye. Materialovedeniye*, 2022, vol. 24, no. 23, pp. 64–70. DOI: 10.15593/2224-9877/2022.3.08.
27. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single Crystals of Heat-Resistant Nickel Alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
28. Sengupta A., Putatunda S.K., Bartoslewicz L. et al. Tensile behavior of a new single-crystal nickel-based superalloy (CMSX-4) at room and elevated temperatures. *Journal Materials Engineering and Performance*, 1994, vol. 3 (1), pp. 73–81.
29. Nathal M.V. Effect of initial gamma prime size on the elevated temperature creep properties in single crystal nickel base superalloys. *Metallurgical Transactions A*, 1987, vol. 18, is. 11, pp. 1961–1970.

30. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. et al. *Selective Laser Melting: Materials and Technologies for the Synthesis of Critical Components: A Textbook*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2024, pp. 291–476.
31. Sidorov V.V., Kablov D.E., Rigin V.E. *Metallurgy of Heat-Resistant Casting Alloys: Technology and Equipment*. Moscow: VIAM, 2014, 368 p.
32. Vinarsky M.S., Lurie M.V. *Design of Experiments in Technological Research*. Kyiv: Tekhnika, 1975, 168 p.
33. Kuleshova E.A., Kolotukhin E.V., Baryshev E.E. et al. Features of structure formation in the ZhS6U alloy after thermal-time treatment of the melt. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1990, no. 11, pp. 61–64.
34. Petrushin N.V., Cherkasova E.R. Dependence of phase transformation temperatures and structure of heat-resistant nickel alloys on melt heating temperature. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1993, no. 1, pp. 22–25.
35. Zadgenidze I.G. *Design of Experiments for the Study of Multicomponent Systems*. Moscow: Nauka, 1976, 390 p.
36. Draper N., Smith H. *Applied Regression Analysis*. Trans. from Engl. by Yu.P. Adler, V.G. Gorsky. 2nd ed. Moscow: Finansy i Statistika, 1986, 366 p.
37. Iskhodzhanova I.V., Bondarenko Yu.A., Lapteva M.A. Evaluation of the structure of monocrystalline Ni superalloys derived in different conditions of directional solidification using methods of quantitative analysis of video images. *Trudy VIAM*, 2015, no. 12, pp. 46–54. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 20, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-6-6.
38. Samojlov A.I., Nazarkin R.M., Moiseeva N.S. Definition missfit in fragmental single crystals of nickel hot strength alloys. *Trudy VIAM*, 2013, no. 5, pp. 8–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 30, 2026).
39. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and Electron-Optical Analysis*. Moscow: MISiS, 2002, 358 p.
40. Kuzmina N.A. Growth structural defects in single crystals of nickel heat-resistant alloys. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 15–26. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.
41. Starova E.N., Dolzhansky Yu.M., Sibileva L.I. et al. *Processing and Analysis of Experimental Data on the Nairi-2 Computer: A Methodological Guide*. Moscow: ONTI VIAM, 1979, 80 p.
42. Kablov E.N., Golubovsky E.R. *High-Temperature Strength of Nickel Alloys*. Moscow: Mashinostroyeniye, 1998, 463 p.

Информация об авторах

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

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

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

Лонская Наталья Александровна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Авдеев Валерий Валерьевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 09.10.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 12.10.2026.

The article was submitted 09.10.2026; approved and accepted for publication after reviewing 12.10.2026.

Научная статья

УДК 669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-54-64

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ ОЧИСТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

М.Д. Пантелеев¹, А.В. Свиридов¹, З.С. Дементьев¹, А.М. Рогалев¹, М.В. Лобанова¹

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

Аннотация. Рассмотрены особенности лазерной очистки поверхности алюминиевого сплава. Выполнена металлографическая оценка структуры поверхностного слоя и измерены параметры шероховатости при различных режимах лазерного воздействия. Определена толщина слоя, удаляемого за проход лазерного луча. По результатам экспериментальных данных построен график зависимости шероховатости от мощности, позволивший установить оптимальные режимы очистки, обеспечивающие минимальную шероховатость при стабильной глубине съема материала. Показано, что лазерная очистка является эффективным методом финишной подготовки поверхности.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, лазерная очистка, селективное лазерное плавление, металлография, шероховатость поверхности, толщина снимаемого слоя

Для цитирования: Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Дементьев З.С., Рогалев А.М., Лобанова М.В. Особенности лазерной очистки алюминиевого сплава // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 54–64. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-54-64.

Scientific article

FEATURES OF LASER CLEANING OF ALUMINUM ALLOY

M.D. Panteleev¹, A.V. Sviridov¹, Z.S. Dementev¹, A.M. Rogalev¹, M.V. Lobanova¹

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 article considers features of laser surface cleaning of the aluminum alloy. A metallographic assessment of the surface layer structure was carried out, and roughness parameters were measured under various laser exposure conditions. The thickness of the layer removed per laser beam pass was determined. Based on the obtained experimental data, a graph of the roughness dependence on power was plotted, which made it possible to identify the optimal cleaning modes providing minimal roughness at stable material removal depth. It has been shown that laser cleaning is an effective method for surface finishing.

Keywords: aluminum alloy, laser cleaning, selective laser melting, metallography, surface roughness, thickness of the removed layer

For citation: Panteleev M.D., Sviridov A.V., Dementev Z.S., Rogalev A.M., Lobanova M.V. Features of laser cleaning of aluminum alloy. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 54–64. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-54-64.

Введение

При проектировании и производстве высокотехнологичных конструкций из алюминиевых сплавов авиационного и специального назначения предъявляются повышенные требования к качеству подготовки поверхности. Эксплуатационные

характеристики деталей и надежность последующих технологических этапов во многом определяются физико-топологическим состоянием поверхностного слоя и отсутствием технологических загрязнений [1–4].

Традиционные методы подготовки поверхности алюминиевых сплавов включают механическую обработку [1, 5]. Одним из распространенных способов является шабрение – сьем тонких слоев материала с поверхности детали специальным режущим инструментом. Несмотря на свою доступность, эта технология имеет ряд существенных недостатков: высокую трудоемкость, низкую производительность и прямую зависимость результата от квалификации рабочего [6, 7]. Шабрение часто приводит к формированию неравномерной шероховатости, возникновению локальных концентраторов напряжений в виде глубоких рисок и непредсказуемому сьему основного металла. В условиях современного производства, особенно при работе с тонколистовыми элементами конструкции, такие неконтролируемые изменения геометрических размеров недопустимы [8, 9].

Перспективной и высокотехнологичной альтернативой является лазерная очистка (ЛО) поверхности. Развитие этого направления напрямую связано с расширением промышленного применения волоконных лазеров, снижением их стоимости и повышением мобильности [10–12]. Современные установки ЛО отличаются компактностью, экологической безопасностью и возможностью интеграции в роботизированные линии. Ключевое преимущество ЛО – отсутствие прямого механического контакта инструмента с деталью, что полностью исключает возникновение остаточных механических напряжений и деформаций в обрабатываемой конструкции [13–15]. Кроме того, ЛО обеспечивает высокую локальность воздействия и точность дозирования энергии [16–18].

Физический механизм лазерной очистки процесса включает поглощение энергии поверхностным слоем, его кратковременный интенсивный нагрев и удаление за счет испарения материала. Схема физического процесса ЛО поверхности изображена на рис. 1 [14, 19].

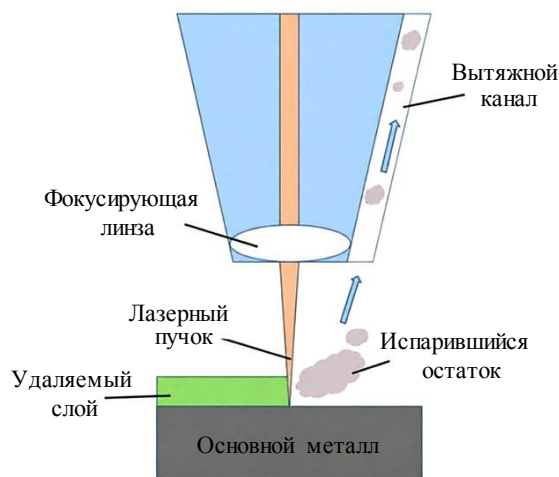


Рис. 1. Схема физического процесса лазерной очистки поверхности

Термический цикл ЛО носит импульсный и локальный характер. В отличие от более длительных процессов лазерной сварки, воздействие при очистке ограничивается долями миллисекунды. Это обуславливает огромную скорость нагрева и охлаждения. На рис. 2 представлено качественное сравнение термического цикла ЛО с условным непрерывным нагревом [7, 17].

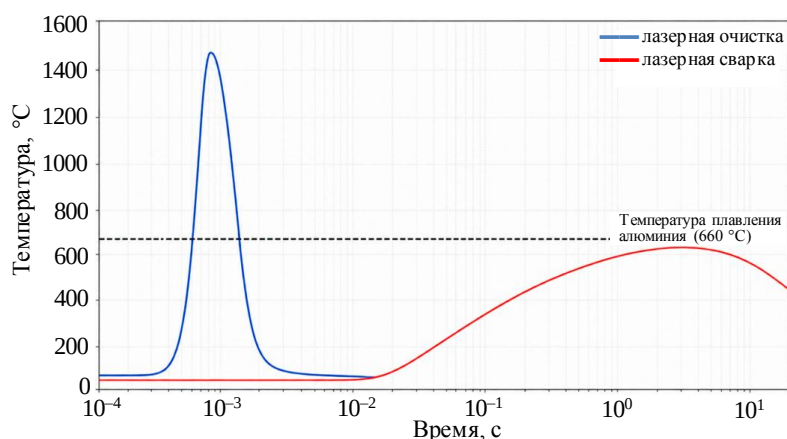


Рис. 2. Сопоставление термических циклов лазерного импульсного воздействия и длительного нагрева

Согласно научно-техническим литературным данным, при правильном подборе параметров лазерного излучения тепловое воздействие может быть ограничено преимущественно приповерхностным слоем, а структурно-фазовое состояние основного металла под зоной очистки при этом существенно не изменяется [1]. Авторами работы также отмечается, что эффективность съема материала и формируемая топология поверхности в значительной мере определяются параметрами излучения – в первую очередь мощностью, скоростью сканирования и количеством проходов [10, 16]. Вместе с тем конкретные закономерности для исследуемого сплава требуют экспериментального подтверждения, что и определяет цель данной работы.

Цель работы – исследование влияния мощности ручного волоконного лазера на толщину снимаемого слоя и формируемую шероховатость поверхности алюминиевого сплава.

Материалы и методы

Объектом исследования служил алюминиевый сплав, полученный методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Образцы, полученные этим методом, синтезировали на установке с оптимизированными технологическими параметрами, обеспечивающими относительную плотность материала не менее 99 %. Порошок для СЛС получали методом газовой атомизации из сплава того же состава [8, 20–22].

Для металлографического исследования образцы каждого структурного состояния монтировали в токопроводящую смолу, шлифовали на абразивных бумагах зернистостью до P2000 и полировали до зеркального блеска. Травление проводили электролитическим методом. Микроструктуру изучали на оптическом металлографическом микроскопе при увеличениях $\times 100$ и $\times 200$.

Шероховатость поверхности измеряли с использованием профилометра по параметрам S_a , R_a (среднее арифметическое отклонение профиля) и S_z (максимальная высота профиля) в соответствии с ГОСТ 19300–86 при увеличении $\times 50$ [23, 24].

Лазерную очистку поверхности образцов проводили с использованием ручного волоконного лазера. Воздействие осуществляли в диапазоне от 400 до 2000 Вт с шагом изменения 200 Вт. Для исключения влияния неравномерности толщины слоя обработку режимов проводили с помощью локальных зон на поверхности единой пластины (рис. 3) [13, 18]. Для этого образец разделили на девять сегментов шириной 10 мм, в каждом из которых ЛО выполняли при фиксированной мощности.

Для обеспечения сопоставимости результатов остальные технологические параметры комплекса, такие как ширина лазерной развертки, импульсно-периодический режим работы, обдув зоны обработки аргоном (защитная среда), поддерживали строго постоянными на протяжении всего эксперимента.

Результаты и обсуждение

В ходе экспериментальных исследований проведена оценка влияния мощности лазерного излучения на качество очистки поверхности образца из алюминиевого сплава. Обработку осуществляли в диапазоне мощностей от 400 до 2000 Вт с шагом изменения 200 Вт.

Визуальный анализ обработанных сегментов показал, что характер взаимодействия лазерного излучения с поверхностью металла существенно меняется с увеличением мощности (рис. 3). При минимальной мощности на поверхности наблюдается лишь незначительное осветление, косвенно свидетельствующее о частичном удалении поверхностных загрязнений. С возрастанием мощности до 800–1200 Вт формируется однородная текстурированная поверхность без видимых дефектов. При высоких мощностях фиксируются следы интенсивного нагрева, поверхность становится светлее с характерным металлическим блеском, что указывает на оплавление тонкого поверхностного слоя.



Рис. 3. Внешний вид образца из алюминиевого сплава с нанесенными треками лазерной очистки при различных мощностях излучения

На рис. 4 представлены совмещенные зависимости параметров шероховатости S_z , S_a (при увеличении $\times 50$) и толщины снимаемого за один проход слоя материала h от мощности лазерного излучения. Все три кривые демонстрируют закономерное изменение с увеличением мощности. Параметры шероховатости S_z и S_a монотонно снижаются во всем исследованном диапазоне: S_z уменьшается с 152 до 62 мкм, S_a – с 20 до 3 мкм. При этом наиболее интенсивное снижение обоих параметров наблюдается в диапазоне мощностей 400–1000 Вт, после чего темп снижения замедляется и кривые выходят на пологий участок, что свидетельствует о стабилизации характера формируемого микро-рельефа.

Толщина снимаемого слоя h демонстрирует противоположную тенденцию – монотонный рост с увеличением мощности с практически нулевых значений при 400 Вт до ~80 мкм в диапазоне 1800–2000 Вт, после чего кривая выходит на насыщение. Таким образом, кривые шероховатости и толщины снимаемого слоя имеют зеркально противоположный характер изменения, что отражает взаимосвязь между глубиной очистки и качеством формируемой поверхности: чем больше материала удаляется за проход, тем более однородным и гладким становится микрорельеф вплоть до достижения зоны перегрева. При мощностях >2000 Вт выявлена зона перегрева, в которой дальнейший

рост подводимой энергии не приводит к пропорциональному увеличению глубины съема, однако сопровождается интенсивным оплавлением поверхности, формированием неоднородного микрорельефа и потерей контроля над процессом обработки. Процесс ЛО инициируется при мощности лазерного излучения ~300 Вт.

Наблюдаемый характер зависимостей обусловлен особенностями поглощения лазерного излучения алюминиевыми сплавами. Алюминий характеризуется относительно низким коэффициентом поглощения излучения волоконных лазеров – порядка 5–15 % при комнатной температуре, однако по мере нагрева поверхности коэффициент поглощения существенно возрастает вследствие изменения электронной структуры и состояния поверхностного слоя [25]. Этим объясняется нелинейный характер всех трех кривых: при низких мощностях значительная доля энергии отражается, съем материала минимален, а шероховатость снижается незначительно относительно шероховатости исходной поверхности; с ростом мощности поглощение увеличивается, что обеспечивает стабильный контролируемый съем материала и формирование однородного микрорельефа; однако при превышении порогового значения ~2000 Вт начинает доминировать оплавление, а не испарение материала, что соответствует наблюдаемой зоне перегрева на рис. 4.

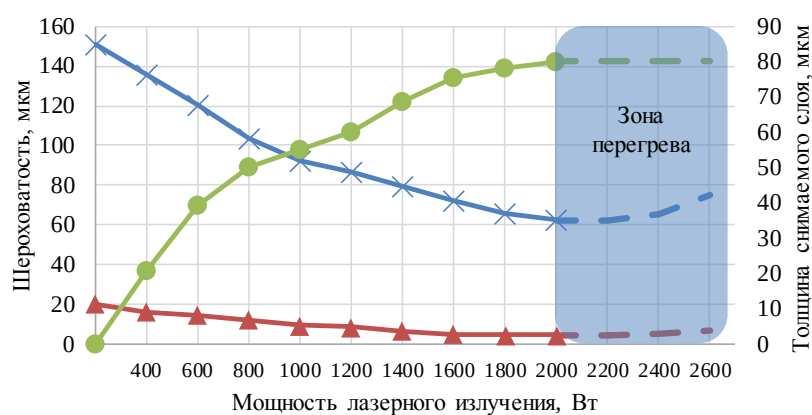


Рис. 4. Зависимости параметров шероховатости S_a (▲), S_z (×) ($\times 50$) и толщины снимаемого слоя h (●) от мощности лазерного излучения при обработке алюминиевого сплава

На рис. 5 представлена зависимость параметра шероховатости R_a от толщины снимаемого за один проход слоя материала. Кривая носит выраженный нелинейный характер и условно разделяется на два участка. На первом участке, соответствующем толщине снимаемого слоя от 0 до ~50 мкм, наблюдается интенсивное снижение параметра R_a – с 16 до ~8 мкм, т. е. шероховатость уменьшается вдвое относительно исходной необработанной поверхности. Столь резкое снижение обусловлено последовательным удалением поверхностных загрязнений, оксидного слоя и неровностей исходного рельефа по мере увеличения глубины очистки.

На втором участке при толщине снимаемого слоя материала >50 мкм кривая выходит на пологое плато: значения R_a стабилизируются в диапазоне 7–9 мкм и практически не изменяются вплоть до максимальной исследованной глубины ~80 мкм. Это свидетельствует о том, что при достижении определенной глубины съема материала формируется стабильный однородный микрорельеф, дальнейшее улучшение которого с увеличением глубины очистки в рамках данных режимов не достигается. Таким образом, глубина слоя ~50 мкм является пороговой, при которой обеспечивается оптимальное соотношение между эффективностью съема материала и качеством формируемой поверхности, что соответствует диапазону мощностей 800–1200 Вт.

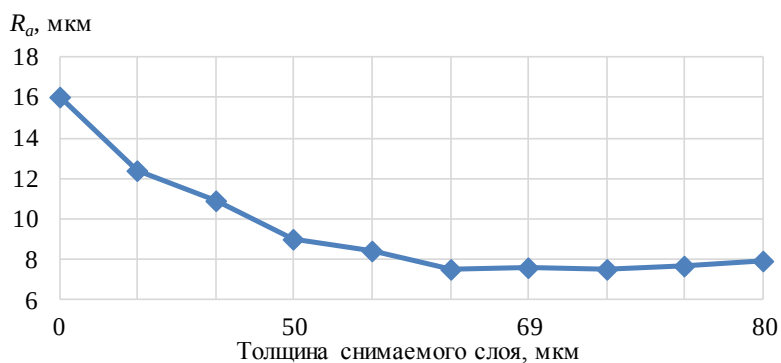


Рис. 5. Зависимость параметра шероховатости R_a от толщины снятого слоя

Для подтверждения результатов, изложенных ранее, проведено металлографическое исследование (рис. 6) поперечных шлифов очищенных сегментов при мощностях лазерного излучения от 800 до 1400 Вт.

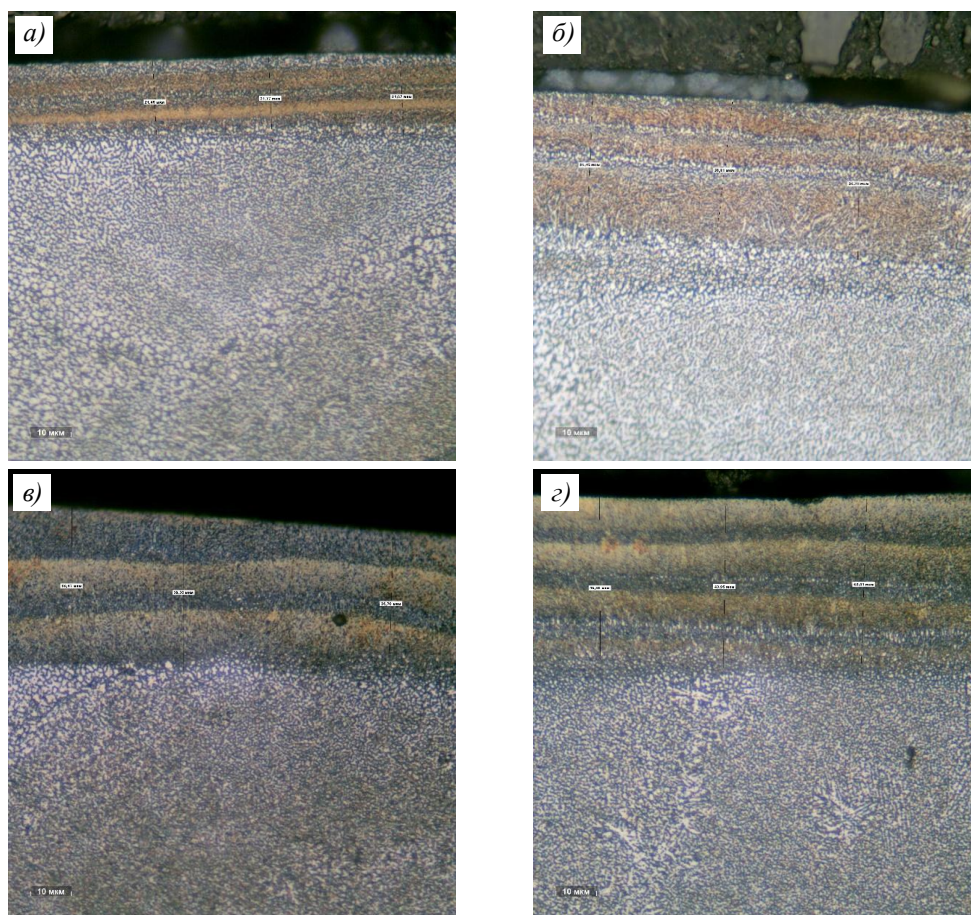


Рис. 6. Структура ($\times 1000$) приповерхностной зоны образцов после лазерной очистки при мощностях лазерного излучения 800 (а), 1000 (б), 1200 (в) и 1400 (г)

На микроструктуре приповерхностной зоны отчетливо выделяются два характерных слоя. Верхний слой, непосредственно прилегающий к обработанной поверхности, представляет собой тонкую темную полосу – зону термического влияния лазерного излучения с измененным контрастом травления, свидетельствующую о локальном тепловом воздействии. При увеличении мощности ширина зоны термического влияния

возрастает с 21 до 45 мкм. Слоистость зоны термического влияния обусловлена особенностью сканирования поверхности лазерным лучом. Так, за время очистки излучение успевает воздействовать на поверхность несколько раз. Ниже располагается основной металл алюминиевого сплава, сохраняющий исходную зеренную структуру с равномерно распределенными включениями вторичных фаз. Граница между переходным слоем и основным металлом четкая и ровная, что свидетельствует о локальности термического воздействия и отсутствии глубокого прогрева материала.

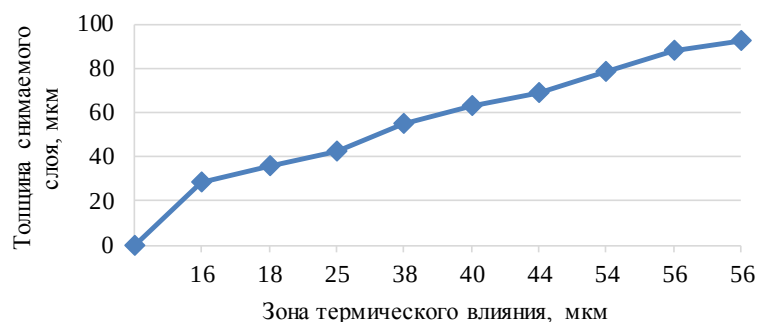


Рис. 7. Зависимость глубины зоны термического влияния от толщины снимаемого слоя

На рис. 7 представлена зависимость глубины зоны термического влияния (ЗТВ) от толщины снимаемого за один проход слоя материала. Эта зависимость важна для понимания процессов в приповерхностной зоне, поскольку именно ЗТВ определяет глубину структурных изменений в основном металле.

С ростом толщины снимаемого слоя глубина ЗТВ закономерно увеличивается. При минимальных значениях съема (до 10–15 мкм) она не превышает 16–20 мкм, что свидетельствует о высокой локальности воздействия. При увеличении толщины съема до 40–50 мкм глубина ЗТВ возрастает до 38–45 мкм, после чего рост замедляется и кривая выходит на пологий участок. При максимальных значениях ~80 мкм глубина ЗТВ составляет порядка 56–60 мкм.

Такая форма зависимости объясняется тем, что при малых мощностях теплота не успевает распространиться в глубину за время импульса. С увеличением мощности тепловой фронт проникает глубже, но все большая часть энергии расходуется на испарение материала, а не на нагрев основы, что замедляет рост ЗТВ.

Заключения

В ходе выполнения работы проведено экспериментальное исследование влияния мощности лазерного излучения в диапазоне 400–2000 Вт на качество очистки поверхности алюминиевого сплава при фиксированных технологических параметрах. По результатам измерений шероховатости поверхности (параметры S_a и S_z при увеличении $\times 50$) и металлографического исследования поперечных шлифов построены зависимости параметров шероховатости от мощности лазерного излучения, а также зависимость параметра R_a от толщины снимаемого за один проход слоя материала.

Анализ полученных зависимостей показал, что с увеличением мощности с 400 до 1800 Вт шероховатость поверхности закономерно снижается: параметр S_a ($\times 50$) уменьшается с 20 до 3 мкм, параметр S_z ($\times 50$) – с 152 до 62 мкм, что более чем в 2 раза ниже значений для необработанной поверхности. Зависимость параметра R_a (среднее арифметическое отклонение профиля) от толщины снимаемого слоя носит нелинейный характер и условно разделяется на два участка: интенсивное снижение параметра R_a

с 16 до ~8 мкм при глубине съема материала от 0 до 50 мкм, после чего кривая выходит на пологое плато. Глубина ~50 мкм является пороговой, соответствующей диапазону мощностей 800–1200 Вт, при которой обеспечивается оптимальное соотношение между эффективностью съема материала и качеством формируемой поверхности. При мощностях >2000 Вт наблюдается переход в зону перегрева, сопровождающийся интенсивным оплавлением поверхности и потерей контроля над процессом обработки.

Металлографическим исследованием приповерхностной зоны подтверждено, что при оптимальных режимах мощностей 800–1200 Вт переходный слой имеет оптимальную глубину, структурно-фазовое состояние основного металла под зоной лазерного воздействия сохраняется, а приповерхностная зона свободна от крупных пор и дефектов.

Таким образом, оптимальными режимами лазерной очистки сплава являются мощности 800–1200 Вт, обеспечивающие контролируемую толщину снимаемого слоя ~50 мкм и формирование однородного бездефектного микрорельефа с минимальным параметром среднего отклонения от профиля ~8 мкм [26, 27].

В дальнейших работах планируется исследование влияния лазерной очистки на качество последующей аргоно-дуговой сварки подготовленных поверхностей алюминиевого сплава, включая оценку пористости и дефектности сварного шва, детальный анализ структурно-фазовых превращений в ЗТВ, а также механические характеристики полученных соединений.

Список источников

1. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
2. Добрынин Д.А., Павлова Т.В. Электролитно-плазменное полирование деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции алюминиевого сплава марки ВАС1. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2023. № 12 (130). С. 19–27. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-19-27.
3. Herzog D., Seyda V., Wycisk E. et al. Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
4. Козлов И.А., Волков И.А., Фомина М.А., Захаров К.Е. Особенности химического оксидирования полуфабрикатов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции сплава ВАС1 // *Труды ВИАМ*. 2023. № 11 (129). С. 90–98. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
5. Шиганов И.Н., Кулешов С.С., Смирнова Н.А. Применение лазерной объемной наплавки при изготовлении изделий из алюминиевых сплавов // *Сварочное производство*. 2018. № 7. С. 27–32.
6. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Малинин Р.Ю. К вопросу о разработке универсальной расчетной методики оценки деградации оборотных металлических порошковых материалов в зависимости от цикличности использования в процессе селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 3–11. DOI: 10.18557/2071-9140-2020-0-4-3-11.
7. Вейко В.П., Дышловенко С.С. Лазерное микроструктурирование поверхностей // *Научно-технический вестник Санкт-Петербургского государственного института точной механики и оптики*. 2001. № 4. С. 119.
8. Гоголева В.Д., Кузнецова П.Е., Куко И.С., Мазалова Т.А., Богачев И.А. Исследование структуры и свойств синтезированного материала стали системы Fe–Cr–Ni–Co–Mo, полученного методом селективного лазерного сплавления, после различных термических обработок // *Труды ВИАМ*. 2026. № 7 (161). С. 63–75. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения: 21.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-63-75.

9. Влияние технологии очистки поверхности на пористость в швах листов из алюминиевых сплавов системы Al–Mg // Заготовительные производства в машиностроении. 2026. № 1. С. 7–13.
10. Cui Z., Xu J., Xiong Y. et al. A Review of Laser Cleaning Technology: Mechanisms, Applications, and Performance Analysis // Journal of Physics: Conference Series. 2026. Vol. 3270. Art. 012025. DOI: 10.1088/1742-6596/3270/1/012025.
11. Дожделев А.М., Лаврентьев А.Ю., Какорин Д.Д., Туляев И.П. Лазерная очистка металлических изделий // International Journal of Humanities and Natural Sciences. 2022. Vol. 12-2 (75). P. 123–125. DOI: 10.24412/2500-1000-2022-12-2-123-125.
12. Zhu G., Xu Z., Jin Y. et al. Mechanism and application of laser cleaning: A review // Optics and Lasers in Engineering. 2023. Vol. 162. Art. 107426. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2022.107426.
13. Lee J.M., Watkins K.G., Steen W.M. Laser cleaning of aluminum alloy surface // Applied Surface Science. 2000. Vol. 154–155. P. 523–528. DOI: 10.1016/S0169-4332(99)00445-5.
14. Turner M.W., Crouse P.L., Li L. Comparison of mechanisms and effects of Nd:YAG and excimer laser cleaning // Applied Surface Science. 2006. Vol. 252. No. 13. P. 4792–4802. DOI: 10.1016/j.apsusc.2005.07.024.
15. Zhou Y., Li Q., Zhang H. et al. Advances in laser cleaning technology for aluminum alloys // Journal of Materials Research and Technology. 2023. Vol. 24. P. 5678–5695. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.04.150.
16. Li Y., Guo L., Jiang P. et al. Experimental Study on Surface Morphology Changes of Aluminum Alloy Using Laser Cleaning and Optimization of Process Parameters // Chinese Journal of Lasers. 2021. Vol. 48. No. 22. Art. 2202016. DOI: 10.3788/CJL202148.2202016.
17. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 664 с.
18. Wang W., Kou J., Zhong J. et al. Effect of Scanning Speed on Surface Quality and Corrosion Resistance of 7075 Aluminum Alloy in Laser Cleaning // Metals and Materials International. 2026. Vol. 32. No. 7. P. 2357. DOI: 10.1007/s12540-025-02026-2.
19. Gu Z., Wang T., Feng W. et al. Experimental and process parameter optimization study of laser cleaning of aluminum alloy surface paint layers // Journal of Optoelectronics Laser. 2025. Vol. 36. No. 2. P. 208.
20. Шошев Ф.Л., Богачев И.А., Сухов Д.И. Особенности получения алюмоматричного композиционного материала методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). С. 66–76. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76.
21. Razab M.K.A.A., Noor A.M., Jaafar M.S. et al. A review of incorporating Nd:YAG laser cleaning principal in aerospace industry // Journal of Radiation Research and Applied Sciences. 2018. Vol. 11. No. 1. P. 1–10. DOI: 10.1016/j.jrras.2017.08.001.
22. Сухов Д.И., Неруш С.В., Ефимочкин И.Ю., Карачевцев Ф.Н., Богачев И.А. Получение металломатричных композитов на основе сплава ВЖ159 методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). С. 62–72. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
23. ГОСТ Р ИСО 25178-2–2014. Геометрические характеристики изделий (GPS). Структура поверхности: площадная. Часть 2. Термины, определения и параметры структуры поверхности. М.: Стандартинформ, 2014. 25 с.
24. ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. М.: Стандартинформ, 1973. 10 с.
25. Yao D., Ma Y., Zhao S., Shan Y. Effect of laser incidence angle on the removal of non-uniform paint surface of 6061 aluminum alloy // Laser Technology. 2025. Vol. 49. No. 3. P. 424.
26. Daurelio G., Chita G., Cinquepalmi M. Laser surface cleaning of aluminum alloys // Journal of Materials Processing Technology. 1998. Vol. 75. No. 1–3. P. 1–6. DOI: 10.1016/S0924-0136(97)00272-2.

27. Kumar A., Sapp M., Ott J. et al. Laser cleaning of aerospace aluminum alloys: An experimental study // *Journal of Laser Applications*. 2020. Vol. 32. No. 2. Art. 022013. DOI: 10.2351/7.0000065.

References

1. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
2. Dobrynin D.A., Pavlova T.V. Electrolyte-plasma polishing of parts made by selective laser sintering from metal powder composition of aluminum alloy grade VAS1. Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), pp. 19–27. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 20, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-19-27.
3. Herzog D., Seyda V., Wycisk E. et al. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
4. Kozlov I.A., Volkov I.A., Fomina M.A., Zakharov K.E. Features of chemical oxidation of semi-finished products obtained by selective laser melting from a metal powder composition of the alloy VAS1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), pp. 90–98. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 21, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
5. Shiganov I.N., Kuleshov S.S., Smirnova N.A. Application of laser additive surfacing in the manufacture of aluminum alloy components. *Svarochnoye proizvodstvo*, 2018, no. 7, pp. 27–32.
6. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Prager S.M., Malinin R.Yu. On the development of a universal calculation method for assessing the degradation of recycled metal powder materials, depending on the cyclicity of use in the selective laser melting process. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 3–11. DOI: 10.18557/2071-9140-2020-0-4-3-11.
7. Veiko V.P., Dyshlovenko S.S. Laser Microstructuring of Surfaces. *Nauchno-tehnicheskiy vestnik Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo instituta tochnoy mekhaniki i optiki*, 2001, no. 4, p. 119.
8. Gogoleva V.D., Kuznetsova P.E., Kuko I.S., Mazalova T.A., Bogachev I.A. Structure and properties investigations of the synthesized steel material of Fe–Cr–Ni–Co–Mo system, obtained by selective laser melting after different heat treatments. *Trudy VIAM*, 2026, no. 7 (161), pp. 63–75. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 21, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-63-75.
9. Effect of surface cleaning technology on porosity in welds of Al–Mg alloy sheets. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2026, no. 1, pp. 7–13.
10. Cui Z., Xu J., Xiong Y. et al. A Review of Laser Cleaning Technology: Mechanisms, Applications, and Performance Analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2026, vol. 3270, art. 012025. DOI: 10.1088/1742-6596/3270/1/012025.
11. Dozhdelev A.M., Lavrentyev A.Yu., Kakorin D.D., Tulyaev I.P. Laser cleaning of metal products. *International Journal of Humanities and Natural Sciences*, 2022, vol. 12-2 (75), pp. 123–125. DOI: 10.24412/2500-1000-2022-12-2-123-125.
12. Zhu G., Xu Z., Jin Y. et al. Mechanism and application of laser cleaning: A review. *Optics and Lasers in Engineering*, 2023, vol. 162, art. 107426. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2022.107426.
13. Lee J.M., Watkins K.G., Steen W.M. Laser cleaning of aluminum alloy surface. *Applied Surface Science*, 2000, vol. 154–155, pp. 523–528. DOI: 10.1016/S0169-4332(99)00445-5.
14. Turner M.W., Crouse P.L., Li L. Comparison of mechanisms and effects of Nd:YAG and excimer laser cleaning. *Applied Surface Science*, 2006, vol. 252, no. 13, pp. 4792–4802. DOI: 10.1016/j.apsusc.2005.07.024.
15. Zhou Y., Li Q., Zhang H. et al. Advances in laser cleaning technology for aluminum alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 5678–5695. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.04.150.
16. Li Y., Guo L., Jiang P. et al. Experimental Study on Surface Morphology Changes of Aluminum Alloy Using Laser Cleaning and Optimization of Process Parameters. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, vol. 48, no. 22, art. 2202016. DOI: 10.3788/CJL202148.2202016.

17. Grigoryants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Laser Processing Technologies*. Moscow: Bauman Moscow State Techn. Univ., 2018, 664 p.
18. Wang W., Kou J., Zhong J. et al. Effect of Scanning Speed on Surface Quality and Corrosion Resistance of 7075 Aluminum Alloy in Laser Cleaning. *Metals and Materials International*, 2026, vol. 32, no. 7, p. 2357. DOI: 10.1007/s12540-025-02026-2.
19. Gu Z., Wang T., Feng W. et al. Experimental and process parameter optimization study of laser cleaning of aluminum alloy surface paint layers. *Journal of Optoelectronics Laser*, 2025, vol. 36, no. 2, pp. 208.
20. Shoshev F.L., Bogachev I.A., Suhov D.I. The features of processing an aluminum matrix composite material by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), pp. 66–76. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 21, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-66-76.
21. Razab M.K.A.A., Noor A.M., Jaafar M.S. et al. A review of incorporating Nd:YAG laser cleaning principal in aerospace industry. *Journal of Radiation Research and Applied Sciences*, 2018, vol. 11, no. 1, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.jrras.2017.08.001.
22. Sukhov D.I., Nerush S.V., Efimochkin I.Yu., Karachevchev F.N., Bogachev I.A. Production of MMC based on VZh159 alloy by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 62–72. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 24, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
23. State Standard R ISO 25178-2–2014. *Geometrical product specifications (GPS). Surface texture: areal. Part 2. Terms, definitions and surface texture parameters*. Moscow: Standartinform, 2014, 25 p.
24. State Standard 2789–73. *Surface roughness. Parameters and characteristics*. Moscow: Standartinform, 1973, 10 p.
25. Yao D., Ma Y., Zhao S., Shan Y. Effect of laser incidence angle on the removal of non-uniform paint surface of 6061 aluminum alloy. *Laser Technology*, 2025, vol. 49, no. 3, p. 424.
26. Daurelio G., Chita G., Cinquepalmi M. Laser surface cleaning of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, vol. 75, no. 1–3, pp. 1–6. DOI: 10.1016/S0924-0136(97)00272-2.
27. Kumar A., Sapp M., Ott J. et al. Laser cleaning of aerospace aluminum alloys: An experimental study. *Journal of Laser Applications*, 2020, vol. 32, no. 2, art. 022013. DOI: 10.2351/7.0000065.

Информация об авторах

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

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

Дементьев Захар Сергеевич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Лобанова Милана Владимировна, техник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Zahar S. Dementev, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksey M. Rogalev, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Milana V. Lobanova, Technician, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 29.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 01.10.2026.
The article was submitted 29.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 01.10.2026.

Научная статья

УДК: 669.295.5:621.785.376

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-65-89

ПЕРСПЕКТИВЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГРУППОВЫХ ЗАГОТОВОК ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT41 и VT46 МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

А.В. Несолонов¹, Т.В. Павлова¹, О.С. Кашапов¹, А.Р. Кондратьева¹, В.С. Калашников¹

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

Аннотация. Рассмотрены промышленно применяемые технологические схемы изготовления рабочих лопаток компрессора из титановых сплавов наиболее востребованных габаритных размеров, конструктивно выполненных с замком «ласточкин хвост». Представлены результаты экспериментальных исследований структуры и механических свойств исходного материала прутков и штамповок (индивидуальных и групповых заготовок) из жаропрочных титановых сплавов марок VT41 и VT46, полученных по различным технологическим схемам. Установлена возможность обеспечения высоких механических характеристик и технико-экономических показателей изготовления рабочих лопаток компрессора высокого давления из сплавов VT41 и VT46 с использованием исходной групповой заготовки.

Ключевые слова: титановые сплавы, лопатки компрессора, механическая обработка, изотермическая штамповка, термическая обработка, механические свойства

Для цитирования: Несолонов А.В., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Перспективы изготовления групповых заготовок лопаток компрессора из жаропрочных титановых сплавов VT41 и VT46 методом горячей деформации в изотермических условиях // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 65–89. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-65-89.

Scientific article

PROSPECTS FOR MANUFACTURING COMPRESSOR BLADE GROUP FORGINGS FROM HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOYS VT41 AND VT46 VIA ISOTHERMAL HOT DEFORMATION

A.V. Nesolenov¹, T.V. Pavlova¹, O.S. Kashapov¹, A.R. Kondratyeva¹, V.S. Kalashnikov¹

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

Abstract. The article examines industrially applicable manufacturing processes for high-pressure compressor blades made of titanium alloys – specifically those with the most widely used dimensions and a «dovetail» root design. The article presents the results of experimental studies on the microstructure and mechanical properties of starting materials – bars and forgings (both individual and group forgings) made from heat-resistant titanium alloys VT41 and VT46, produced via various manufacturing routes. The study demonstrates the feasibility of achieving high mechanical properties and technical-economic indicators for the manufacture of high-pressure compressor blades from VT41 and VT46 alloys using group blanks.

Keywords: titanium alloys, compressor blades, machining, isothermal forging, heat treatment, mechanical properties

For citation: Nesolenov A.V., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Kondratyeva A.R., Kalashnikov V.S. Prospects for manufacturing compressor blade group forgings from heat-resistant titanium alloys VT41 and VT46 via isothermal hot deformation. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 65–89. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-65-89.

Введение

Технология и схемы изготовления рабочих лопаток (РЛ) компрессора из титановых сплавов считаются устоявшимися, эффективность их использования подтверждена значительным опытом изготовления и эксплуатации [1, 2]. В качестве консервативных можно охарактеризовать следующие технологии:

- объемная штамповка, механическая обработка с применением многокоординатных фрезерных станков с числовым программным управлением при обработке пера, отделочные операции;

- объемная штамповка, механическая обработка для получения базовых поверхностей, электрохимическая обработка (ЭХО), отделочные операции – так называемый комбинированный метод;

- точная штамповка с припуском $\sim(0,3-0,7)$ мм с последующей механической (преимущественно абразивной) обработкой, отделочные операции.

Как правило, новизну в существующие технологии приносят операции, связанные с отделкой и упрочнением поверхностей пера РЛ. Следует отдельно отметить попытки использования в качестве исходного материала под штамповку РЛ подготовленные заготовки (преимущественно прутковые) с ультрамелкозернистой структурой с целью повышения характеристик сопротивления усталости готовых деталей. Однако данный подход неприемлем к жаропрочным титановым сплавам с рабочей температурой >450 °С, так как уровень термической стабильности, коррозионной стойкости и характеристик надежности материала с ультрамелкозернистой структурой применительно к РЛ в основном меньше, чем у материала с регламентированной мелкозернистой глобулярно-пластинчатой структурой [3–5]. Кроме того, данная технология более дорогостоящая, так как требует дополнительного передела катаных прутков мелкого сорта для получения ультрамелкозернистой структуры, а высокая степень легирования α -фазы в жаропрочных псевдо- α -сплавах типа ВТ18У и ВТ41 снижает и без того невысокую технологичность материала.

Отдельно рассмотрим технологический процесс горячей деформации. Длительное время большие надежды возлагали на широкое внедрение метода изотермической штамповки (ИЗШ). Тенденция использования изотермических условий деформирования такова, что получение штампованных заготовок с малыми припусками неизбежно связано со снижением температуры нагрева заготовок и оснастки, т. е. осуществляется переход от горячей деформации к «теплой». Для жаропрочных титановых сплавов снижение температуры нагрева заготовок и деформации более чем на 50–75 °С относительно температуры полного полиморфного превращения $T_{п.п}$ может приводить к перераспределению кремния в твердых растворах, увеличению его концентрации вдоль межфазных границ с образованием «высокотемпературных» силицидов. Кроме того, интервал температур от 700 до 830 °С соответствует температурной области интенсивного выделения интерметаллидной фазы Ti_3Al , снижающей пластичность, ударную вязкость и приводящей к повышению чувствительности материала к концентраторам напряжений при различных видах нагружения [6, 7]. Некоторым исключением являются сплавы ВТ8М-1 и ВТ46 со сниженным содержанием алюминия и кремния. Существенное снижение температуры деформации и калибровки в общем случае приводит к получению в изделии глобулярной микроструктуры. До начала 2000-х гг. такая микроструктура считалась оптимальной для лопаток, так как обеспечивала наибольшую

выносливость при испытании гладких образцов и лопаток без концентратора напряжений на многоцикловую усталость. Такой подход требует корректировки в сторону повышения ударной вязкости, трещиностойкости и снижения чувствительности к концентраторам напряжений для материала лопаток. Это, в свою очередь, приводит к необходимости получения микроструктур глобулярно-пластинчатого типа, что требует корректировки температурного режима калибровки штамповок (операция калибровки в изотермических условиях для данного метода изготовления совмещается с высокотемпературной ступенью отжига). В данной статье для сплава ВТ46 калибровка проведена по режиму, отличающемуся более высокой температурой нагрева, чем для серийных жаропрочных титановых сплавов.

Наряду с ИЗШ для изготовления штамповок лопаток применяют и другие технологические методы. Наиболее простым и широко распространенным является метод объемной штамповки, предусматривающий последующую термическую обработку полученных штамповок по типовому режиму отжига. Для большинства жаропрочных титановых сплавов в данном случае используют двойной отжиг.

Другой технологический подход основан на применении термомеханической обработки (ТМО), при которой операции калибровки и высокотемпературной ступени отжига совмещают в рамках единого процесса. После выполнения ТМО штамповки подвергают термической обработке по режиму старения. Наибольшую технологическую сложность представляет высокотемпературная ТМО, которая применяется значительно реже других рассмотренных методов. Данный способ предусматривает последовательное выполнение окончательной штамповки и калибровки, после чего закалка в воде осуществляется при одном нагреве, а завершающей операцией является старение.

Спецификой изготовления РЛ является серийность их производства. Поэтому экономические факторы во многом обуславливают выбор той или иной технологической схемы изготовления. В случае проектирования технологии ИЗШ с применением малых припусков стоимость изготовления и ремонта штамповой оснастки вносит значительный вклад в общую себестоимость изделий. Для широкой номенклатуры РЛ из титановых сплавов целесообразно проводить основные операции формообразования на производительном кузнечном оборудовании с применением электроконтактной высадки при фасонировании заготовок, штамповкой на гидровинтовых и кривошипных прессах. Изотермические условия при типовой технологии рационально использовать ограниченно, на отдельных операциях, проводимых при более низких температурах нагрева заготовок. Проведение операций фасонирования заготовок с применением индивидуальной штамповой оснастки – дорогостоящий процесс: в зависимости от габаритов и формы заготовок стойкость штамповой оснастки на операциях молотовой штамповки для мало- и среднегабаритных заготовок может составлять $\sim(800-1200)$ шт. [8], на операциях калибровки на прессе в изотермических условиях достигает $\sim(150-350)$ шт. Причем максимальная стойкость оснастки получена за счет снижения температуры изотермической установки (штампов) на $\sim(100-200)$ °С относительно температуры нагрева заготовок под деформацию. Положительный эффект от изготовления штамповок по такой технологии связан с совмещением операций калибровки с высокотемпературной ступенью отжига, т. е. получением лопаток по схеме ТМО.

В случае сплава ВТ41, работающего при предельных для титановых сплавов температурах (550–600 °С), для обеспечения высокого уровня жаропрочности и сопротивления усталости при повышенных температурах после штамповки необходим двойной отжиг.

К особенностям эксплуатации газотурбинных двигателей относятся износ РЛ и их повреждения от попадания посторонних предметов в тракт. Описанные явления яв-

ляются основными причинами снижения эксплуатационных характеристик и досрочного снятия двигателей [9] с воздушных судов, несмотря на применение пылезащитных устройств [10] и антиэрозионных покрытий РЛ типа (TiZr)N [11–13]. Например, при эксплуатации вертолета Ми-8 в условиях запыленной атмосферы в республике Алжир время работы двигателей до съема по причине эрозионного износа компрессора составило 600 ± 50 ч при межремонтном ресурсе двигателя 1500 ч [14]. Значительный песчано-абразивный износ неизбежен на силовых установках воздушных судов гражданской и военной техники, эксплуатируемых в описанных условиях. Таким образом, РЛ требуют замены при эксплуатации изделий. В этой связи при разработке новой технологии изготовления РЛ основными критериями будут являться экономическая эффективность и производительность при сохранении высокого качества материала и точности изготовления деталей.

Одним из путей снижения себестоимости РЛ является изготовление так называемых групповых заготовок, которое в советское время было освоено на машиностроительных предприятиях путем периодической горячей прокатки заготовок из исходных катаных прутков из двухфазного жаропрочного титанового сплава марки ВТ8 (последовательность технологических переходов приведена на рис. 1). На операции периодической прокатки выполняется задача по перераспределению материала от будущего пера к хвостовику. Заготовки под прокатку нагревают до $900\text{--}930^\circ\text{C}$, максимальное обжатие заготовок по перу составляет 50–60 % (коэффициент вытяжки 2,3–2,6) [15, 16].

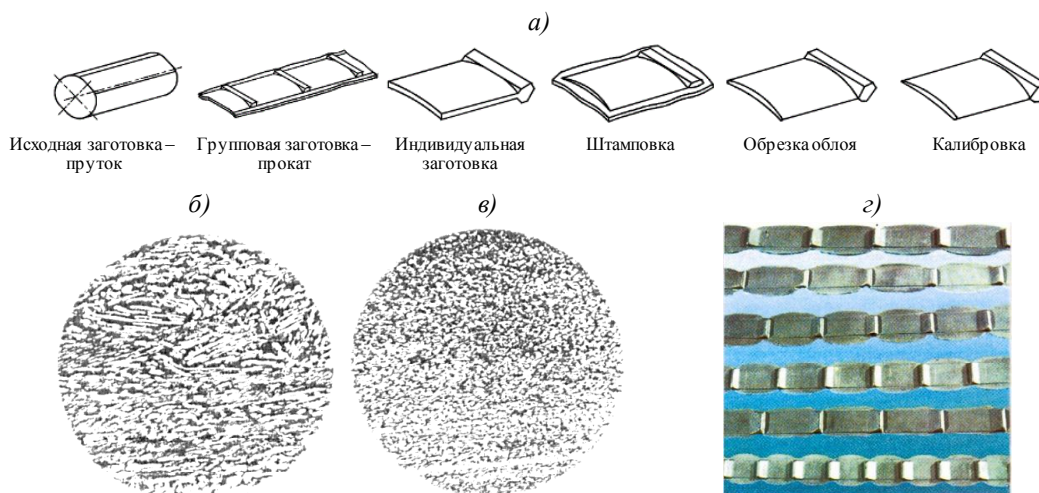


Рис. 1. Последовательность технологических переходов на операциях горячей деформации с использованием групповой заготовки на машиностроительных предприятиях (а), микроструктуры материала периодического проката (б) и групповой заготовки (в), вид полос периодического проката (з)

Отметим, что низкие температуры нагрева под прокатку, а также небольшое сечение заготовки не позволяют применять данную технологию для псевдо- α -сплавов типа ВТ18У, ВТ20 и ВТ41.

В обобщенном виде укрупненные технологические схемы изготовления РЛ из титановых сплавов приведены на рис. 2. Типовая технология изготовления РЛ (комбинированная, с применением индивидуальных штампованных заготовок из исходных прутков мелкого сорта) состоит из операций горячей деформации, комбинированной (механической и ЭХО) и финишной обработки.

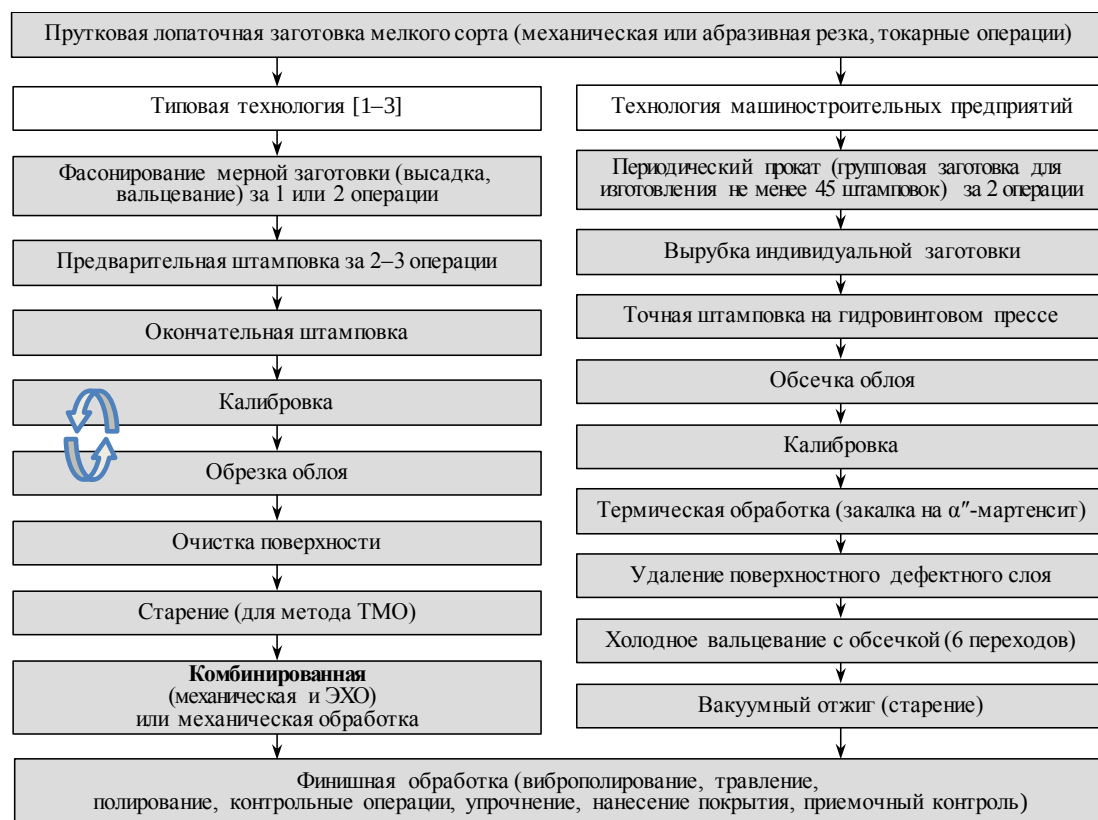


Рис. 2. Типовые схемы изготовления рабочих лопаток с замком типа «ласточкин хвост» (ТМО – термомеханическая обработка, ЭХО – электрохимическая обработка)

Комбинированная или механическая обработка является дорогостоящей операцией в силу необходимости применения оборудования с числовым программным управлением, режущего инструмента с твердосплавными пластинами, оснастки и высокой трудоемкости.

Применение ЭХО экономически целесообразно при обработке пера РЛ в случае средне- или крупносерийного производства и требует предварительного изготовления точных базовых поверхностей, а также удаления растравленного и наводороженного поверхностного слоя полированием. Преимущество ЭХО, заключающееся в возможности обработки сложнопрофильных деталей с малой жесткостью при минимальных площадях поверхностей базирования, благоприятствует его более широкому применению именно для изготовления лопаток компрессора. Экономический анализ технологии изготовления РЛ с использованием механической обработки в сравнении с комбинированным методом приведен в работе [17]. При более высокой стоимости и трудоемкости изготовления технологической оснастки комбинированная технология может быть более экономически эффективной по сравнению с механической обработкой. Кроме того, за рубежом освоено изготовление венцов рабочих колес методом ЭХО, что свидетельствует о потенциальной возможности применения данной технологии при обработке пера лопаток в групповой заготовке.

Из приведенного сравнения становится очевидным, что специалисты машиностроительных предприятий нашли один из вариантов повышения экономической эффективности в серийном производстве РЛ, используя групповую заготовку и заменив большой объем механической обработки процессом холодного вальцевания.

В работе [18] показана возможность изготовления групповых заготовок РЛ посредством блочной штамповки или многоразъемного (до 40 заготовок) штампа (рис. 3)

с помощью штамповки и радиального выдавливания. Однако примеров практической реализации описанной технологии применительно к РЛ из титановых сплавов в открытой печати не найдено.

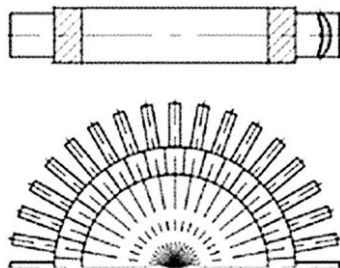


Рис. 3. Вариант групповой штамповки лопаток (до 40 индивидуальных заготовок)

В данной статье на примере жаропрочных титановых сплавов марок ВТ41 и ВТ46 предлагается рассмотреть изготовление серийных изделий авиационной техники – РЛ с хвостовиком типа «ласточкин хвост» с кольцевыми рабочими поверхностями из крупногабаритных штамповок. Данная схема отличается от типовых процессов исходной заготовкой, технологией деформации и операциями предварительной механической обработки.

В качестве объекта серийного производства предлагаются групповые заготовки в форме шайбы, изготовленные методом ИЗШ (рис. 4). Изотермические условия позволяют осуществлять процесс штамповки изделий большой площади проекции и получать небольшие сечения в конечном изделии. Для принятых методов изготовления штамповок лопаток принципиальной основой является метод ТМО, осуществляемый в изотермических условиях.

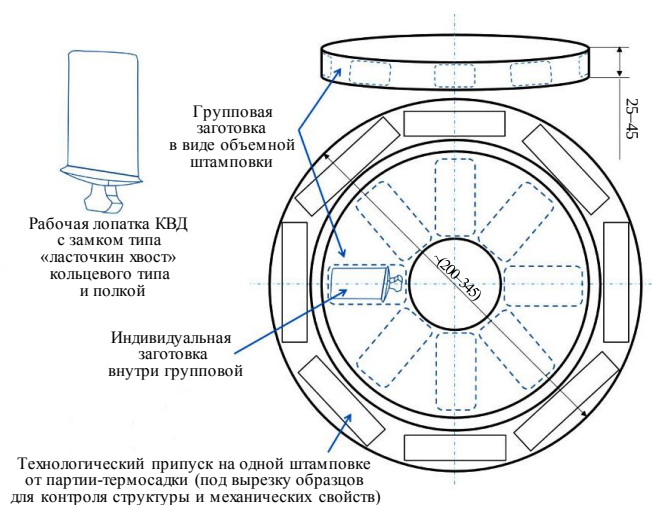


Рис. 4. Рабочая лопатка компрессора высокого давления (КВД) с замком типа «ласточкин хвост» и полкой, вписанная в групповую заготовку

Непосредственно конечная деталь (лопатка) имеет перо (в виде тонкого изогнутого симметричного профиля), полку прямоугольной формы и хвостовик [19]. Габаритные размеры полки определяют толщину групповой заготовки (от 25 до 45 мм), длина лопатки (до 145 мм) – ее диаметр. Такие типоразмеры деталей могут быть востребованы, например, для вертолетных двигателей типа ТВ3-117 [20].

Развивая идею, заложенную в работе [18], и адаптируя ее к реальным производственным условиям с учетом требований к механическим свойствам сплава ВТ41

применительно к наиболее «горячим» лопаткам компрессора высокого давления, проведем анализ технических решений, основанных на традиционной схеме изготовления РЛ из индивидуальных объемных штамповок, а также из групповой заготовки.

Для изготовления групповой заготовки в виде шайбы методом объемной штамповки в качестве исходного материала используют крупногабаритный прутки $\varnothing 80$ –160 мм. Возможность серийного производства таких прутков с регламентированной мелкозернистой структурой длительное время была ограничена технологическими возможностями металлургических предприятий. В частности, до 2000-х гг. получение крупногабаритных прутков требуемого качества в условиях серийного производства не представлялось возможным. В настоящее время на ведущем отечественном металлургическом предприятии, специализирующемся на выпуске продукции из титановых сплавов, освоена серийная поставка крупногабаритных прутков с регламентированной структурой. Номенклатура поставляемых материалов включает различные титановые сплавы, что позволяет использовать такие прутки в качестве заготовок при изготовлении штамповок дисков и рабочих колес компрессора, а также других ответственных деталей авиационной техники [21]. Получение крупногабаритных прутков с подготовленной структурой за рубежом является обязательным требованием к промежуточным полуфабрикатам, предназначенным для изготовления штампованных поковок «роторного качества» [22, 23]. Действующая система отраслевой нормативно-технической документации устанавливает требования к исходной заготовке мелкого сорта, к которой относятся катаные прутки диаметром до 60 мм. Требования к структуре таких прутков, используемых в качестве мерной заготовки для изготовления штамповок РЛ, максимально приближены к требованиям, предъявляемым к структуре материала готовых РЛ. Такой подход направлен на обеспечение стабильности механических свойств материала деталей. В данной работе исследованы механические свойства исходных прутков из сплава ВТ41 $\varnothing 18$ и 150 мм, характеризующихся различной структурой. На основании полученных результатов выполнена сравнительная оценка качества материала исходных прутков и штамповок лопаток, изготовленных по традиционной и новой (с использованием групповой заготовки) технологическим схемам. Аналогичный технологический подход, первоначально рассмотренный для сплава ВТ41, применен к сплаву ВТ46. При этом типовые штамповки лопаток из сплава ВТ46 имеют большие габаритные размеры и изготавливаются на молоте из исходного прутка $\varnothing 48$ мм. В качестве материала для получения групповой заготовки, как и при работе со сплавом ВТ41, использовали промышленный кованый прутки $\varnothing 150$ мм. В соответствии с требованиями отраслевой документации, уровень механических свойств штамповок РЛ из титановых сплавов может варьироваться в зависимости от применяемого метода изготовления: штамповка, ТМО, высокотемпературная ТМО, ИЗШ. Кроме технологического метода, на механические свойства штамповок лопаток оказывают влияние их габаритные размеры, что отражено в табл. 1.

Таблица 1

**Гарантированный уровень прочности и выносливости
штамповок рабочих лопаток из двухфазных жаропрочных титановых сплавов
в зависимости от габаритов штамповок и метода производства**

Метод производства	Габариты лопаток	Уровень прочности, %	Уровень выносливости гладких образцов ($N = 2 \cdot 10^6$ циклов), %
Штамповка	М, С, К	100	100
Термомеханическая обработка	М	110	
	С, К	105	
Высокотемпературная термомеханическая обработка	М, С, К	120	105
Примечание. Габариты лопаток по площади проекции штамповки в плане: М – от 20 до 250 см ² ; С – от 250 до 550 см ² ; К – от 550 до 1500 см ² .			

Уровень прочности материала штамповок после ТМО больше, чем у штамповок в отожженном состоянии. В случае сплава ВТ41 уровень кратковременной прочности будет определяться степенью дисперсионного упрочнения при старении после обработки на твердый раствор на высокотемпературной ступени отжига. Применительно к лопаткам компрессора необходимо найти наилучшее сочетание прочностных и пластических характеристик материала, чтобы обеспечить надежную работу детали в условиях циклического нагружения при максимальной рабочей температуре. Для решения этой задачи предложена технологическая схема изготовления групповой штамповки за один переход с совмещением при необходимости операции правки с первой ступенью отжига. В отличие от метода ТМО, операцию правки штамповки из сплава ВТ41 проводят только в случае коробления при той же температуре, что и нагрев под штамповку, т. е. в верхней части двухфазной области. Для сплава ВТ46 независимо от условий горячей деформации принципиальный подход должен быть основан на методе ТМО, т. е. совмещении операции калибровки с первой ступенью отжига. Это необходимо для достижения наибольшего уровня кратковременной прочности материала.

Сравним технологии механической и комбинированной (механическая и ЭХО) обработки при изготовлении РЛ из индивидуальной мерной заготовки (классические схемы), а также технологию машиностроительных предприятий с применением холодного вальцевания пера с предложенной в данной работе схемой, опираясь на работы [1, 2, 10, 11, 24–27]. В работе [2] приведена диаграмма, иллюстрирующая зависимость себестоимости изготовления РЛ от используемой технологии (рис. 5, а). В то же время в работе [11] представлена зависимость стоимости РЛ от метода изготовления и объема выпуска (рис. 5, б). Различие в характере изменения стоимости РЛ в зависимости от количества изготовленных деталей для способа механической обработки в приведенных примерах, вероятно, обусловлено конструктивно-технологическими причинами. По мнению авторов, при изготовлении серийной продукции чаще встречается тип зависимости, приведенный на рис. 5, б, когда после достижения критического количества стоимость деталей остается практически неизменной. Отметим также, что технология изготовления замка в работе [11] включает операции протягивания при обработке его поверхностей, что значительно удорожает технологию механической обработки.

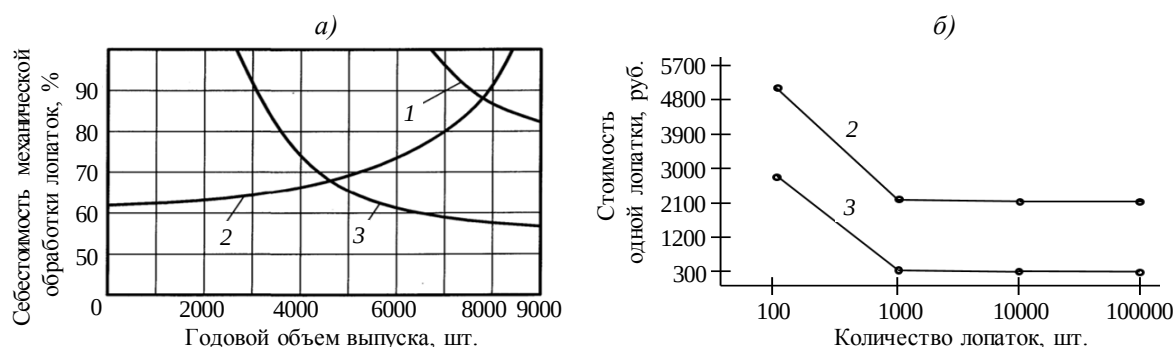


Рис. 5. Диаграмма изменения себестоимости механической обработки рабочих лопаток из титанового сплава [2] (а) и стоимости одного изделия [11] (б) в зависимости от объема выпуска деталей при изготовлении методом вальцевания (1), механической (2) и комбинированной (механической и электрохимической) обработки (3)

Для технологии машиностроительных предприятий с использованием прокатки групповых заготовок себестоимость РЛ (кривая 1 на рис. 5, а) должна снижаться, приближаясь к значениям для технологии комбинированной (механическая + ЭХО) обработки (кривая 3 на рис. 5, а). При этом данная технология требует получения точной

заготовки под вальцевание. Сам процесс вальцевания – многофакторный, при его реализации возможно получение ~12 видов погрешностей (геометрических отклонений и дефектов) по перу РЛ, повышающих объем забракованной продукции и в конечном итоге ее стоимость.

В случае использования предложенной технологической схемы снижение затрат на основные материалы связано в первую очередь с уменьшением стоимости исходного серийно выпускаемого прутка (рис. 6). Во всех случаях стоимость прутка включает затраты на полный объем контроля, предусмотренный отраслевой нормативно-технической документацией, показатели качества прутков различного диаметра схожи по характеристикам.

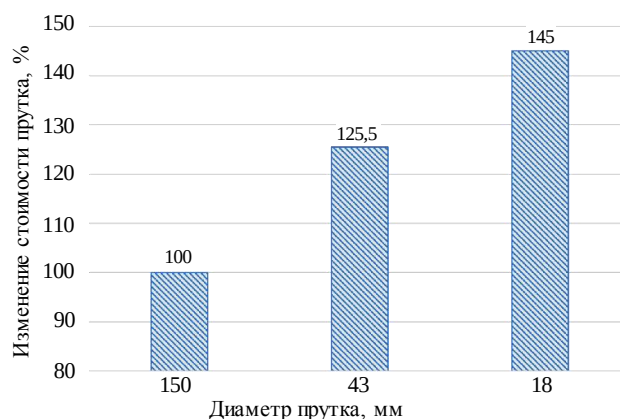


Рис. 6. Изменение стоимости прутка в зависимости от диаметра (поставка с механически обработанной поверхностью и ультразвуковым контролем в иммерсионном варианте)

Уменьшение стоимости металлургического производства исходного прутка [28], включая кузнечный передел, во многом может компенсировать снижение коэффициента использования материала.

Изготовление штамповок, по форме представляющих собой плоские шайбы, при использовании технологических покрытий типа стеклоэмалей не требует обязательного применения специальной штамповой оснастки в условиях ИЗШ. Кроме того, использование эмали обеспечивает уменьшение застойных участков в центральной и поверхностных зонах мерной заготовки при осадке в торец. В настоящее время стойкость плоского бойка из сплава типа ЖС6 оценивается не менее чем в 2000 штамповок рассматриваемого типоразмера, после чего возможна необходимость правки рабочей поверхности бойка на токарном станке со съемом минимального припуска. К недостаткам изотермического деформирования относят высокую энерго- и трудоемкость – требуется время на нагрев изотермической установки, нагрев и поддержание температуры изотермической установки энергозатратны, процесс штамповки, как правило, проводят при низких скоростях деформирования [29]. Гидравлический пресс НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ с максимальным усилием 16000 кН, оборудованный изотермической установкой, после модернизации получил возможность увеличения скорости передвижения траверсы с 2 до 10 мм/с [30]. Снижение трудо- и энергоемкости можно обеспечить при производстве штамповок партиями, проводя операции деформации за один-два перехода с промежуточным подогревом. Операцию правки нужно проводить только в случае коробления, совмещая ее с высокотемпературной ступенью отжига (рис. 7). Изготовление штамповок крупными партиями позволит дополнительно снизить объем контроля механических свойств за счет достижения максимально возможного количества штамповок в одной плавке-термосадке (в соответствии с действующими нормами, контроль штамповок лопаток проводят на одной штамповке от термосадки).

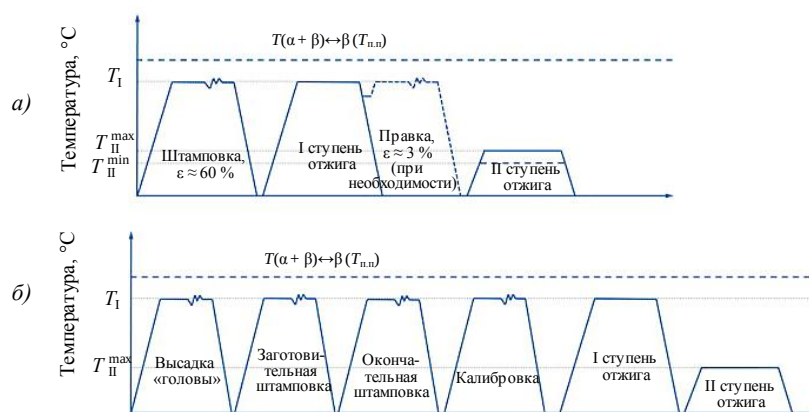


Рис. 7. Технологические схемы изготовления штамповок лопаток из сплава BT41: *а* – групповая заготовка, полученная из прутка $\varnothing 150$ мм на прессе в изотермических условиях; *б* – штамповка рабочей лопатки, изготовленная по традиционной схеме на кривошипном горячештамповочном прессе из прутка $\varnothing 18$ мм (T_I – температура первой ступени отжига; $T_{II}^{\max}$ – максимальная температура второй ступени отжига; $T_{II}^{\min}$ – минимальная температура второй ступени отжига; $T_{п.п.}$ – температура полного полиморфного превращения; ε – деформация)

Для сплава BT46 при изготовлении групповой заготовки операция калибровки проведена с кратковременным подогревом заготовки после операции штамповки по схеме, представленной на рис. 7, *а*, вместо операции правки. При этом выбрана одинаковая температура штамповки и калибровки ($T_{п.п.} = 65^\circ\text{C}$). Изготовление штамповки лопатки из сплава BT46 по типовой технологической схеме на молоте проводили методом ТМО при температуре нагрева заготовки $T_{п.п.} = 40^\circ\text{C}$ по следующей схеме: исходная мерная заготовка $\varnothing 48$ мм → сплющивание → заготовительная штамповка → окончательная штамповка → калибровка, охлаждение на воздухе → старение. Эта схема в части горячей деформации близка к схеме изготовления штамповок из сплава BT41 (рис. 7, *б*) и в общем случае представляет типовую технологию ТМО для большинства штамповок лопаток из титановых сплавов.

Таким образом, предложенная в данной работе технологическая схема изготовления РЛ из групповой заготовки отличается от существующих простотой технологического исполнения как на стадии изготовления штамповок, так и на стадии механической обработки, что положительно сказывается на себестоимости готовых деталей. К преимуществам токарной обработки групповой заготовки можно отнести возможность оптимального распределения съема основного объема припуска, что упрощает технологию финишной обработки поверхностей лопатки из-за благоприятной технологической наследственности [31, 32]. Вариант предварительной механической обработки групповой заготовки приведен на рис. 8.

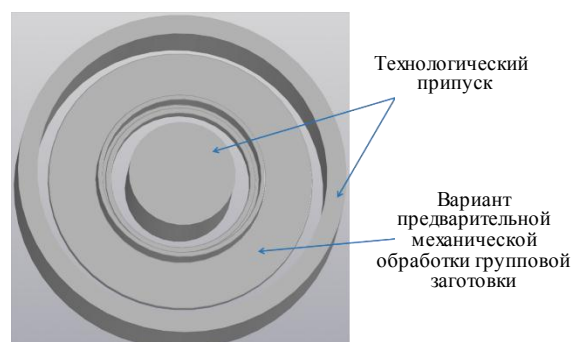


Рис. 8. Вариант предварительной механической обработки групповой заготовки из сплава BT41

Простая форма заготовки в виде тела вращения и возможность быстрого снятия припуска снижают требования к точности геометрических размеров заготовки, практически исключая брак по геометрическим характеристикам штамповок.

Материалы и методы

Для проведения исследований использовали промышленные прутки из сплава ВТ41 Ø18 и 150 мм двух плавов и прутки из сплава ВТ46 Ø48 и 150 мм одной плавки. Термическую обработку прутков для определения механических свойств проводили в заготовках под образцы, штамповки лопаток термически обрабатывали после деформации (для сплава ВТ41 – двойной отжиг, для сплава ВТ46 – низкотемпературное старение). Химический состав плавов, выраженный в структурных эквивалентах по содержанию алюминия и молибдена, а также содержание элементов внедрения (Si, C, O) приведены в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав прутков из сплавов ВТ41 и ВТ46, выраженный в структурных эквивалентах по содержанию алюминия и молибдена, и содержание элементов внедрения

Сплав	Диаметр прутка, мм	[Al] _{eq}	[Mo] _{eq}	Содержание элемента, % (по массе)		
				Si	O	C
ВТ41	18	9,33	1,75	0,28	0,1	0,025
	150	9,14	1,95	0,3	0,1	0,025
ВТ46	48	8,63	3,55	0,23	0,13	0,05
	150					

Примечание. Структурные эквиваленты $[Al]_{eq} = \%Al + \%Sn/3 + \%Zr/6 + 10[\%O + \%C]$; $[Mo]_{eq} = \%Mo + \%Nb/3,3 + \%W/2 + \%Fe/0,5$.

Для определения кратковременной прочности использовали стандартные образцы по ГОСТ 1497–2023 с диаметром рабочей части 5 мм и расчетной длиной 25 мм, а также нестандартные образцы с диаметром рабочей части 3 мм (рис. 9). Испытания на ударную вязкость (на образцах с U-образным концентратором) проводили по ГОСТ 9454–2025.

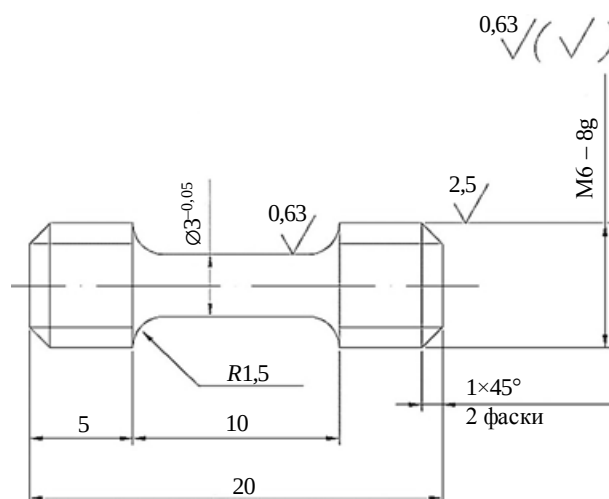


Рис. 9. Малогабаритный образец для испытаний на растяжение

Предел выносливости при испытаниях на многоцикловую усталость определяли на 15–20 образцах с диаметром рабочей части 7,5 мм. Испытания проводили по схеме

«изгиб при вращении» по ГОСТ 25.502–79 [33]. Образцы для определения механических свойств из штамповок и прутка $\varnothing 150$ мм вырезали вдоль волокна. Металлографические исследования проводили на травленных образцах, подготовленных по типовой методике, принятой для титановых сплавов.

Результаты исследований структуры [34] прутков из сплава ВТ41 приведены на рис. 10 и 11, прутков из сплава ВТ46 – на рис. 12, характеристики и описание структуры – в табл. 3.

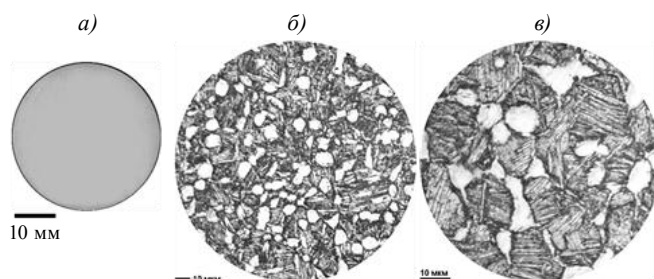


Рис. 10. Макро- (а) и микроструктура (б, в – поперечное и продольное сечение соответственно) катаного прутка $\varnothing 18$ мм из сплава ВТ41 после двойного отжига

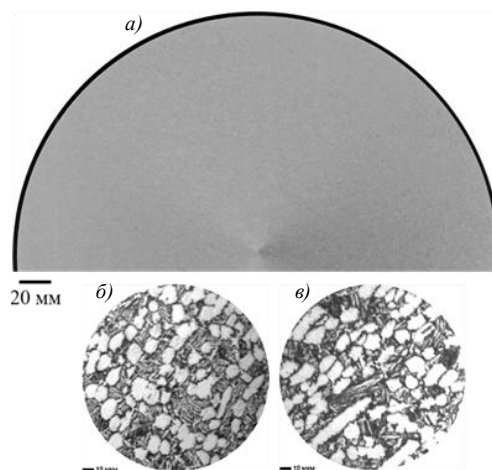


Рис. 11. Макро- (а) и микроструктура (б, в – поперечное и продольное сечение соответственно) кованого прутка $\varnothing 150$ мм из сплава ВТ41 после двойного отжига

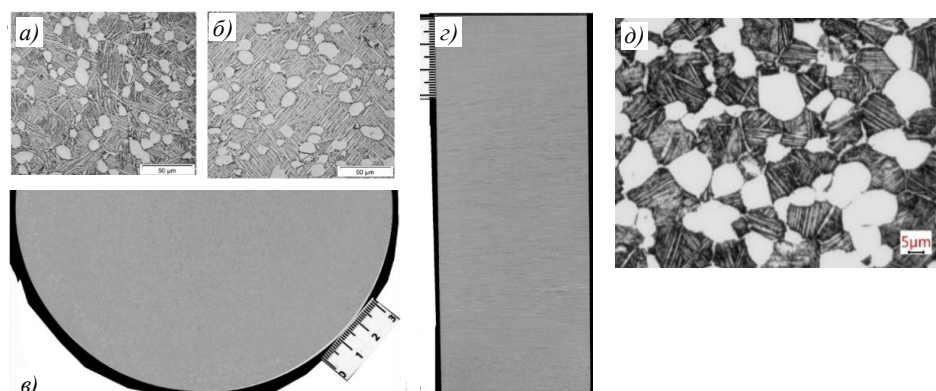


Рис. 12. Микро- (а, б) и макро- (в, г) структура прутков $\varnothing 150$ мм из сплава ВТ46 в отожженном состоянии в поперечном (а, в) и продольном (б, г) сечении, микроструктура катаного прутка $\varnothing 48$ мм в поперечном сечении (д)

Таблица 3

Структура прутков из сплавов ВТ41 и ВТ46

Сплав	Вид прутка	Диаметр прутка, мм	Балл макрозерна (поперечное сечение)	Тональность фона	Тип микроструктуры после двойного отжига
ВТ41	Катаный	18	1–2	Матовая	Глобулярно-пластинчатая, тип 2
	Кованый	150	3–4		
ВТ46	Катаный	48	2 (участки 3)		
	Кованый	150	3–4		

Материал прутков из сплавов ВТ41 и ВТ46 в отожженном состоянии имеет глобулярно-пластинчатую микроструктуру. При этом крупногабаритный кованый пруток отличается большим размером макрозерна и составляющих микроструктуры. Матовая тональность фона макроструктуры крупногабаритного прутка, высокая степень сфероидизации глобулярных частиц первичной α -фазы в продольном сечении, а также небольшой размер макрозерна свидетельствуют о значительной накопленной деформации при вытяжке крупногабаритного прутка при температурах двухфазной области.

Результаты исследования

Механические свойства материала исследовали на штамповках лопаток из сплава ВТ41, изготовленных методом объемной горячей штамповки на кривошипном горячештамповочном прессе (рис. 13) после двойного отжига, а также на штамповках, полученных осадкой в торец прутка $\varnothing 150$ мм в изотермических условиях на гидравлическом прессе после двойного отжига (рис. 14).

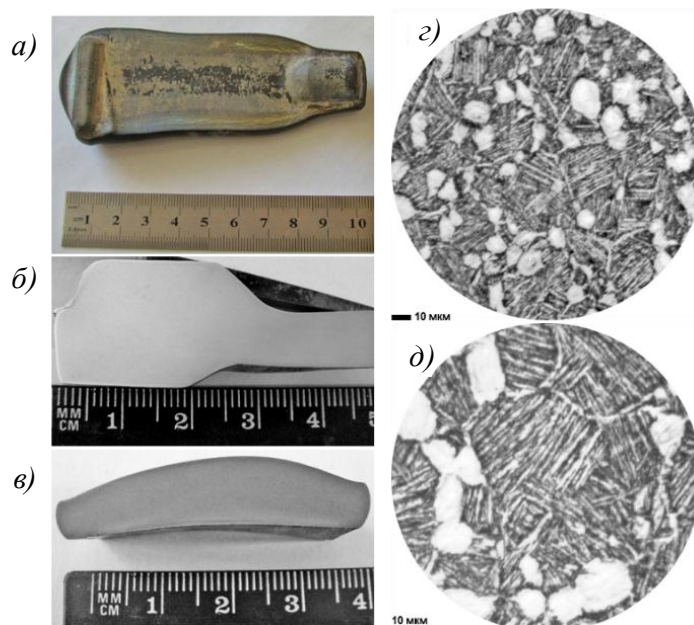


Рис. 13. Штамповка лопатки из сплава ВТ41, изготовленная на кривошипном горячештамповочном прессе после двойного отжига из исходного прутка $\varnothing 18$ мм: внешний вид после горячей деформации (а), макро- (б, в) и микроструктура (г, д) в продольном (б, г) и поперечном (в, д) сечении пера

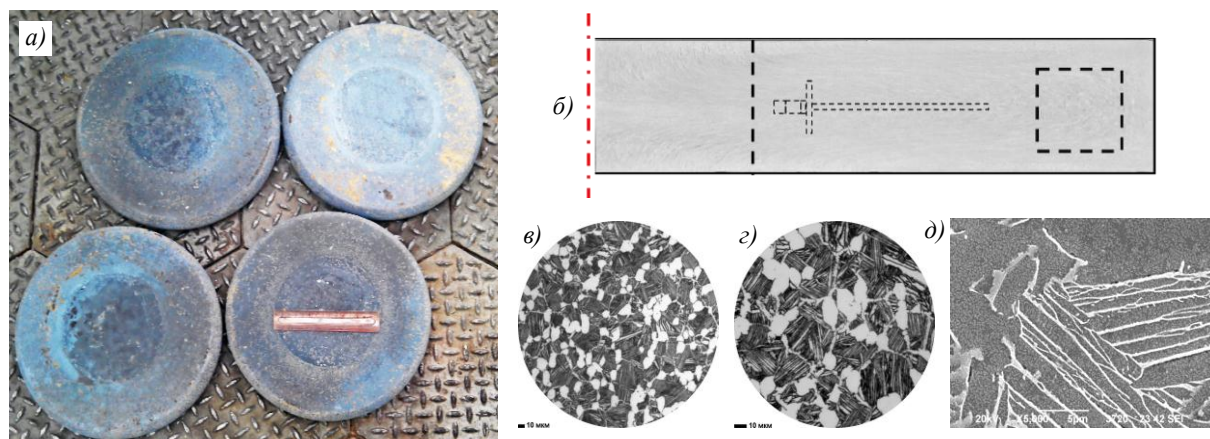


Рис. 14. Штамповка (групповая заготовка) из сплава ВТ41 после двойного отжига из исходного прутка $\varnothing 150$ мм: а – внешний вид штамповок для изготовления групповых заготовок; б – макроструктура половины радиального сечения; в, г – типичная микроструктура в продольном направлении (оптическая микроскопия); д – участок с пластинками превращенной α -фазы (растровая электронная микроскопия)

В табл. 4 и 5 приведены механические свойства прутков и штамповок из сплава ВТ41, в табл. 6 – многоцикловая усталость гладких образцов и образцов с надрезом.

Таблица 4

**Механические свойства прутков и штамповок лопаток
из сплава ВТ41 при комнатной температуре**

Полуфабрикат, образец для испытаний на растяжение	$\sigma_{0,2}^{20^\circ}$, МПа	$\sigma_B^{20^\circ}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
Катаный прут $\varnothing 18$ мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм)	$\frac{920-945}{932}$	$\frac{1015-1045}{1029}$	$\frac{11,5-21,0}{17,3}$	$\frac{36,5-46,0}{40,0}$	$\frac{18-22}{19,8}$
Катаный прут $\varnothing 18$ мм, нестандартный образец [35] ($d_0 = 3$ мм)	$\frac{972-978}{975,7}$	$\frac{1052-1063}{1058,3}$	$\frac{14,4-18,5}{16,2}$	$\frac{37,4-39,7}{38,6}$	—
Штамповка, нестандартный образец ($d_0 = 3$ мм)	$\frac{950-974}{960}$	$\frac{1014-1046}{1030}$	$\frac{11,0-13,5}{12,3}$	$\frac{32,1-35,8}{34,2}$	—
Кованый прут $\varnothing 150$ мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм)	—	$\frac{1135-1150}{1145}$	$\frac{7,2-9,5}{8,2}$	$\frac{16,5-22,0}{19,3}$	$\frac{24-28}{25,3}$
Штамповка (групповая заготовка), стандартный образец ($d_0 = 5$ мм)	$\frac{1050-1075}{1063}$	$\frac{1090-1155}{1129,8}$	$\frac{6,2-14,0}{10,9}$	$\frac{12,5-24,5}{18,3}$	$\frac{16,5-28}{21,9}$
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение; d_0 – диаметр рабочей части образца.					

Таблица 5

**Механические свойства прутков и штамповок лопаток
из сплава ВТ41 при повышенной температуре**

Полуфабрикат, образец для испытаний на растяжение	$\sigma_{0,2}^{600^{\circ}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}^{600^{\circ}}$, МПа	Длительная прочность		Примечание
			напряжение σ , МПа	время до разруше- ния τ , ч	
Катаный пруток Ø18 мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм)	$\frac{550-575}{559,1}$	$\frac{625-675}{650,8}$	295	78	Разрушен
				92	
			275	107	
				106	
				105	
				102	
Катаный пруток Ø18 мм, нестандартный образец ($d_0 = 3$ мм)	$\frac{580-590}{585}$	$\frac{635-640}{638,3}$	—	—	—
Штамповка, нестандартный образец ($d_0 = 3$ мм)	$\frac{580-620}{598,3}$	$\frac{640-690}{665}$	—	—	—
Кованый пруток Ø150 мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм)	$\frac{595-625}{608,8}$	$\frac{705-740}{726,3}$	295	120	Снят с ис- пытаний до разрушения
Штамповка (групповая заготовка), стандартный образец ($d_0 = 5$ мм)	$\frac{615-665}{638}$	$\frac{675-750}{714}$	295	139	Снят с ис- пытаний до разрушения
				186	Разрушен
				135	
				136	
				109	
				153	
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение; d_0 – диаметр рабочей части образца.					

Таблица 6

**Многоцикловая усталость прутков и штамповок из сплава ВТ41
с глобулярно-пластинчатой микроструктурой**

Полуфабрикат	Многоцикловая усталость ($N = 2 \cdot 10^7$ циклов) при температуре, $^\circ\text{C}$			
	20		600	
	$\sigma_{-1}^{\text{гл}}$, МПа	$\sigma_{-1}^{\text{н}}$, МПа ($R = 0,5$ мм)	$\sigma_{-1}^{\text{гл}}$, МПа	$\sigma_{-1}^{\text{н}}$, МПа ($R = 0,5$ мм)
Пруток $\varnothing 18$ мм	510	235	370	157
Штамповка*	480	240	380	180
* Испытания проведены на материале штамповок в форме шайб толщиной 36–45 мм, а также на поковке центробежного колеса.				

На рис. 15 представлены внешний вид и структура штамповки лопатки из сплава ВТ46.



Рис. 15. Внешний вид молотовой штамповки из сплава ВТ46, изготовленной из исходного прутка $\varnothing 48$ мм (а), типичная микроструктура штамповки при различных увеличениях в поперечном сечении (б–д), макроструктура пера в поперечном сечении (е), микроструктура исходного горячекатаного прутка после двойного отжига в поперечном сечении (е)

Типичная микроструктура групповой заготовки, полученная из прутка $\varnothing 150$ мм из сплава ВТ46 после ТМО и старения, приведена на рис. 16.

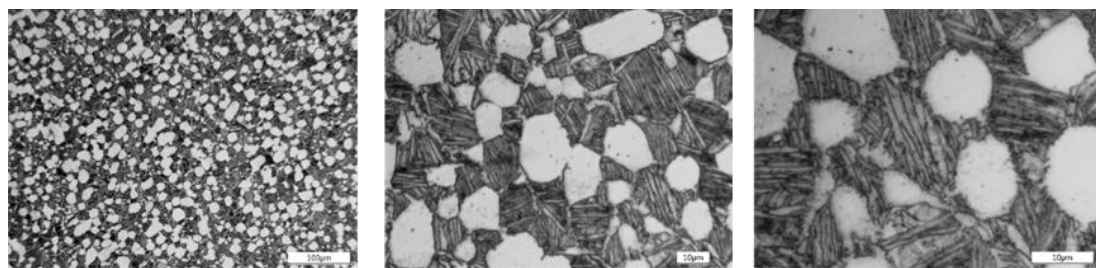


Рис. 16. Микроструктура групповой заготовки из сплава ВТ46 после термомеханической обработки и старения при различных увеличениях

В табл. 7 приведены механические свойства прутков и штамповок из сплава ВТ46.

Таблица 7

**Механические свойства прутков и штамповок
из сплава ВТ46 при комнатной температуре**

Полуфабрикат, образец для испытаний на растяжение, состояние	$\sigma_{0,2}^{20^\circ}$, МПа	$\sigma_B^{20^\circ}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
Катаный пруткок $\varnothing 48$ мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), двойной отжиг	<u>1060–1110</u> 1084	<u>1135–1180</u> 1155	<u>14,4–17,5</u> 16,4	<u>32,8–40,0</u> 37,1	<u>32–48</u> 39,6
Катаный пруткок $\varnothing 48$ мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), одноступенчатый отжиг	<u>990–1020</u> 1005	<u>1095–1100</u> 1099	<u>17,0–18,5</u> 17,8	<u>45,0–48,0</u> 46,3	–
Молотовая штамповка, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), старение при температуре 580 °С, в направлении:					
продольном	<u>1120–1140</u> 1135	<u>1190–1220</u> 1205	<u>9,2–16,0</u> 12,8	<u>13,5–29,0</u> 22,9	<u>35–36</u> 35,5
поперечном	<u>1070–1070</u> 1070	<u>1140–1150</u> 1143	<u>15,5–16,5</u> 16,2	<u>26,0–31,0</u> 29,0	<u>34–35</u> 34,5

Окончание таблицы 7

Полуфабрикат, образец для испытаний на растяжение, состояние	$\sigma_{0,2}^{20^\circ}$, МПа	$\sigma_B^{20^\circ}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
Молотовая штамповка, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), старение при температуре 590 °С, в продольном направлении	—	$\frac{1235-1260}{1247,5}$	$\frac{10,0-16,0}{13,0}$	$\frac{26,5-30,5}{28,5}$	$\frac{26-38}{32}$
Молотовая штамповка, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), старение при температуре 550 °С, в направлении:					
продольном	$\frac{1040-1060}{1050}$	$\frac{1130-1175}{1153}$	$\frac{11,0-14,5}{12,6}$	$\frac{18,0-34,0}{26,5}$	$\frac{40-44}{42,3}$
поперечном	$\frac{1130-1233}{1149}$	$\frac{1190-1323}{1224}$	$\frac{14,0-17,5}{16,4}$	$\frac{27,0-34,0}{31,3}$	$\frac{34-39}{37}$
Кованый прутки Ø150 мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), двойной отжиг в полноразмерном темплете Ø150×500 мм, в направлении:					
продольном	—	$\frac{1119-1141}{1131,3}$	$\frac{12,5-15,1}{13,5}$	$\frac{24,6-34,1}{28,6}$	$\frac{32-40}{37}$
поперечном	—	$\frac{1131-1132}{1131,5}$	$\frac{10,7-11,5}{11,1}$	$\frac{29,2-30,5}{29,9}$	$\frac{32-33}{32,5}$
Штамповка (групповая заготовка) из прутка Ø150 мм, стандартный образец ($d_0 = 5$ мм), термомеханическая обработка в изотермических условиях и старение при 550 °С	$\frac{1055-1070}{1061}$	$\frac{1111-1145}{1127}$	$\frac{10,0-15,0}{12,8}$	$\frac{29,5-37,3}{31,6}$	$\frac{32-38}{34,7}$
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение; d_0 – диаметр рабочей части образца.					

Результаты испытаний на многоцикловую усталость гладких образцов материала прутков и штамповок из сплава ВТ46 при комнатной температуре приведены на рис. 17.

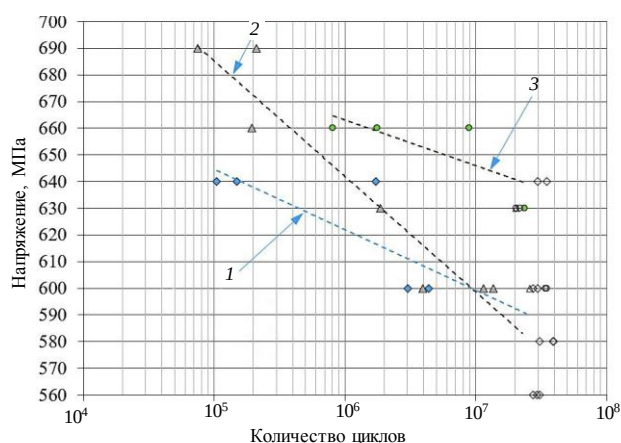


Рис. 17. Результаты испытаний на многоцикловую усталость материала катаного прутка после двойного отжига (1), штамповки после термомеханической обработки в изотермических условиях из прутка Ø150 мм (2) и молотовой штамповки после термомеханической обработки (3) из сплава ВТ46: заштрихованные и обозначенные контуром точки соответствуют разрушенным и снятым без разрушения образцам

В табл. 8 приведены уравнения логарифмической регрессии, построенной по данным для разрушенных образцов, а также погрешность аппроксимации.

Таблица 8

Результаты регрессионного анализа испытаний на многоцикловую усталость для сплава ВТ46

Полуфабрикат, состояние	Уравнение	Погрешность R^2
Катаный прут, двойной отжиг	$-9,847\ln N + 758,01$	0,6135
Молотовая штамповка, термомеханическая обработка и старение	$-7,428\ln N + 765,74$	0,5741
Штамповка (групповая заготовка) из прутка $\varnothing 150$ мм, термомеханическая обработка в изотермических условиях и старение	$-18,82\ln N + 901,98$	0,918

Обсуждение результатов

Целесообразно начать со сравнительного анализа структуры полуфабрикатов из сплава ВТ41. Высокие накопленные деформации в двухфазной области катаного прутка и изготовленных из него штамповок лопаток, малые массы и сечения приводят к измельчению макрозерна и составляющих глобулярно-пластинчатой микроструктуры. При этом высокие скорости деформации, развивающиеся в условиях штамповки на кривошипном горячештамповочном прессе, не приводят к появлению макроструктурной неоднородности в материале штамповки после двойного отжига (рис. 10). Структуры исходного прутка $\varnothing 18$ мм и штамповок лопаток в отожженном состоянии практически идентичны. Частицы первичной α -фазы сфероидизированы, диаметр единичных частиц составляет $\sim(5-8)$ мкм. Частицы вторичной α -фазы сгруппированы в колонии, ограниченные α -оторочкой, образовавшейся по границам условного β -зерна. Размер β -зерна составляет $\sim(30-50)$ мкм. Объемная доля первичной α -фазы достигает $\sim(15-20)$ %.

Микроструктуру крупногабаритного прутка $\varnothing 150$ мм составляют более крупные частицы первичной α -фазы диаметром $\sim(10-12)$ мкм, в продольном сечении наблюдаются частицы вытянутой формы. Большая объемная доля первичной α -фазы объясняется снижением фактической температуры отжига на первой ступени. Для штамповок групповых заготовок в отожженном состоянии выявлена глобулярно-пластинчатая микроструктура с объемной долей первичной α -фазы ~ 20 %, как и в случае с малогабаритными штамповками и прутком $\varnothing 18$ мм. Условные β -зерна, окантованные грубой α -оторочкой толщиной 2–5 мкм, вытянуты вдоль направления течения металла. Колонии превращенной α -фазы состоят из пластинок толщиной 1–3 мкм. Размер условного β -зерна может составлять $\sim(50-150)$ мкм.

Описанные отличия в параметрах глобулярно-пластинчатой микроструктуры отражаются на механических свойствах. Более крупная структура и наличие α -оторочки по границам зерна при заметном снижении характеристик пластичности обеспечивают более высокую жаропрочность материала (табл. 4 и 5). Снижение ударной вязкости в материале с более крупной структурой, вероятно, обусловлено выделением фазы Ti_3Al (α_2) в α -оторочке, где содержание алюминия меньше, чем в глобулях первичной α -фазы, но больше, чем в пластинках вторичной α -фазы [36].

Можно отметить, что прочностные и пластические характеристики исходных прутков и штамповок в обоих случаях для сплава ВТ41 находятся на одном уровне. Таким образом, качество материала штамповок для обеих схем зависит от параметров структуры исходных прутков. Это хорошо заметно по макроструктуре групповой заготовки, макроволокно которой наследуется от исходного прутка (рис. 14, б). В центральной части заготовки, являющейся технологическим припуском (ограничен пунктирной линией на рис. 14, б), вблизи поверхности имеется застойная зона, в которой сохраняется исходная структура прутка.

Более крупная структура групповых заготовок из сплава ВТ41 приводит к снижению предела выносливости гладких образцов при комнатной температуре, при этом обеспечивает большую выносливость образцов с надрезом при комнатной и повышенных температурах (табл. 6).

Для сплава ВТ46 отмечен ряд особенностей. В микроструктуре кованого и горячекатаного прутков, а также штамповок присутствуют крупные частицы первичной α -фазы (рис. 15 и 16), вероятно образованные при изготовлении кованого прутка. Эти частицы наследуются и не подвергаются рекристаллизации как после горячей прокатки в прутки, так и при последующих операциях горячей деформации. Некоторые особенности разрушения образцов с такой структурой описаны в статье [37]. Поскольку в табл. 8 изложены результаты первого опыта промышленного изготовления полуфабрикатов из сплава ВТ46, следует отметить следующее. Сплав ВТ46 продемонстрировал высокую способность к дисперсионному упрочнению при изготовлении штамповок методом ТМО. По сравнению с исходным уровнем прочности на кованом и катаных прутках, где уровень дисперсионного упрочнения после второй ступени отжига составляет ~5 %, процесс ТМО способен увеличить прочность материала на 5–12 %. Имеет место существенная анизотропия свойств в продольном и поперечном сечениях штамповок, изготовленных из исходного горячекатаного прутка. При этом в крупногабаритном прутке $\varnothing 150$ мм она проявляется только на величине ударной вязкости.

Метод ТМО может существенно увеличить показатели выносливости материала (рис. 17, табл. 8), тем не менее для сплава ВТ46 требуется доработка технологии ТМО для достижения статических механических свойств. Для групповой заготовки из сплава ВТ46 также очевидна необходимость в повышении прочностных характеристик. Тем не менее даже с учетом меньшей прочности материала штамповки (групповой заготовки) по сравнению с другими рассмотренными полуфабрикатами метод ТМО оказывает благоприятное влияние на выносливость.

Заключения

На примере жаропрочных титановых сплавов ВТ41 и ВТ46 показано, что технологическая схема изготовления РЛ компрессора из исходного крупногабаритного прутка с получением групповой заготовки методом ИЗШ отличается высокой технико-экономической эффективностью. Основными преимуществами данной схемы являются: применение групповой заготовки для изготовления значительного количества лопаток; простая технология штамповки, не требующая дорогостоящей оснастки; упрощенная технология механической обработки со съемом основного припуска, подготовкой чистовых баз и предварительным профилированием замковой части на токарном оборудовании. Более крупнозернистая структура крупногабаритной групповой заготовки обеспечивает повышенные характеристики жаропрочности и сопротивления усталости при температуре 600 °С по сравнению с действующей технологией с применением прутков мелкого сорта.

Результаты исследования материала штамповок показывают принципиальную возможность получения групповой заготовки в форме шайбы из исходного крупногабаритного прутка из сплавов ВТ41 и ВТ46, при этом качество материала штамповки во многом будет определяться качеством материала прутка. Дальнейшие работы следует проводить в направлении повышения качества материала исходного прутка и степени деформации при осадке мерной заготовки, необходимо уделить существенное внимание режимам и условиям штамповки и калибровки, особенно в отношении сплава ВТ46, а также определить оптимальную степень дисперсионного упрочнения при старении. Хорошо освоенная технология механической обработки методом высокоскоростного фрезерования (точения), а также дальнейшее развитие технологии механической обработки [38–47] способны дополнительно улучшить технико-экономическую эффективность предложенной технологии применительно к лопаткам компрессора из титановых сплавов.

Список источников

1. Крымов В.В., Елисеев Ю.С., Зудин К.И. Производство лопаток газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение / Машиностроение-Полет, 2002. 376 с.
2. Сутягин А.Н. Современные проблемы технологии производства авиационных двигателей: конспект лекций. Рыбинск: РГАТУ, 2016. 142 с.
3. Дьяконов Г.С., Яковлева Т.В., Стоцкий А.Г. и др. Термическая стабильность и механические свойства ультрамелкозернистого титанового сплава BT8M-1 // XXV Уральская школа металлослов-термистов «Актуальные проблемы физического металлословения сталей и сплавов»: сб. тез. докл. Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2020. С. 17–19.
4. Кандаров И.В., Салищев Г.А., Панкратов Д.Л. и др. Исследование эффективности применения метода интенсивной пластической деформации в технологическом процессе получения штамповок лопаток компрессора ГТД // Фундаментальные исследования. 2016. № 10. С. 504–508.
5. Кандаров И.В. Формирование регламентированной структуры в сплаве BT6 для повышения эксплуатационных свойств лопаток газотурбинного двигателя: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Набережные Челны, 2016. 18 с.
6. Попов А.А., Попова М.А. Изотермические диаграммы выделения силицидных и алюминидных фаз в жаропрочных титановых сплавах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 11. С. 23–28.
7. Zhang J., Peng N., Wang Q., Wang X. A New Aging Treatment Way for Near alpha High Temperature Titanium Alloys // Journal Material Science and Technology. 2009. Vol. 25. No. 4. P. 454–458.
8. Болховитин М.С., Королев Н.Н., Монахова В.П. Повышение эффективности управления технологическим процессом точной штамповки при изготовлении лопаток компрессора газотурбинных двигателей // Труды МАИ. 2015. № 81. С. 1–13.
9. Струговец С.А., Кривошеев И.А., Галиулин Р.М. и др. Разработка метода параметрической диагностики технического состояния ГТД на основе анализа эрозии лопаток и закономерностей протекания характеристик компрессора // Вестник УГАТУ. 2010. Т. 14. № 4 (39). С. 3–10.
10. Гишваров А.С., Аитов Р.Р., Айтумбетов А.М. Исследование эффективности пылезащитных устройств вертолетных газотурбинных двигателей // Вестник УГАТУ. 2015. Т. 19. № 2 (68). С. 100–110.
11. Корсунов К.А., Ашихмина Е.А. Анализ некоторых физико-технических характеристик ионно-плазменного покрытия (TiZr)N на лопатках ротора компрессора газотурбинного двигателя ТВ3-117 // Автоматическая сварка. 2014. № 2. С. 49–54.
12. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С., Егорова Л.П., Булавинцева Е.Е. Защитные и упрочняющие ионно-плазменные покрытия для лопаток и других ответственных деталей компрессора ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 71–81.
13. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Журавлева П.Л. Упрочнение поверхности титановых сплавов методом ионной имплантации и ионного модифицирования // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.
14. Ратенко В.Д., Симкин Э.Л. Особенности эксплуатации турбовального двигателя ТВ3-117 // Научный вестник ГОСНИИ ГА. 2016. № 15 (326). С. 82–91.
15. Абдельвахид М.Б. Методика оценки влияния климатических условий и эрозионного износа на характеристики ТРДДФ: дис. ... канд. техн. наук. М., 2015. 175 с.
16. Нихамкин М.Ш., Семенова И.В. Вероятностная оценка стойкости лопаток компрессора ГТД к повреждению посторонними предметами // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева (национального исследовательского университета). 2009. № 3–2. С. 93–97.
17. Валиев А.И. Сравнительный анализ изготовления лопаток компрессора газотурбинного двигателя // Фундаментальные исследования. 2017. № 5. С. 36–41.
18. Воробьев В.М. Групповая точная штамповка отдельных лопаток компрессора ГТД с готовыми функциональными поверхностями // Двигатель. 2010. № 4 (70). С. 16–19.

19. Петров А.В., Тихомиров В.В., Донченко В.В. Влияние масштабного фактора и вида граничных условий на собственные частоты и формы колебаний лопаток авиационных ГТД с различными типами замковых соединений // Вестник двигателестроения. 2013. № 1. С. 58–64.
20. Богданов А.Д., Калинин Н.П., Кривко А.И. Турбовальный двигатель ТВ3-117ВМ (конструкция и техническое обслуживание). М.: Воздушный транспорт, 2000. 392 с.
21. Тетюхин В.В., Шибанов А.С., Пузаков И.Ю. и др. Разработка технологии изготовления полуфабрикатов из сплавов титана, исключаящей дефектообразование и повышающей контролепригодность материала // Новости материаловедения. Наука и техника. 2015. № 6 (18). С. 34–38. URL: <https://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 28.09.2026).
22. Inagaki I., Shirai Y., Takechi T., Ariyasu N. Application and Features of Titanium for the Aerospace Industry. Technical Review // // Nippon steel & sumitomo metal technical report. 2014. No. 106. P. 22–27. URL: <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nssmc/pdf/106-05.pdf> (дата обращения: 28.09.2026).
23. Яшин М.С., Капитаненко Д.В. Исследование структуры и свойств сплава ВТ3-1 применительно к технологии получения штамповок дисков и лопаток // Труды ВИАМ. 2023. № 8 (126). С. 52–63. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-52-63.
24. Яшин М.С., Баженов А.Р. Изучение термомеханических параметров деформации и механических свойств титанового сплава марки ВТ30 в зависимости от условий деформирования // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). С. 18–29. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-18-29.
25. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
26. 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.
27. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si–β-стабилизаторы // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
28. Макушина М.А., Кочетков А.С., Виноградов И.Д. Статистическая оценка однородности химического состава слитков вакуумно-дугового переплава из экономнолегированного титанового сплава ВТ40Л // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). С. 27–36. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-27-36.
29. Разуваев Е.И., Моисеев Н.В., Капитаненко Д.В., Бубнов М.В. Современные технологии обработки металлов давлением // Труды ВИАМ. 2015. № 2. С. 15–19. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
30. Пономаренко Д.А., Скугорев А.В., Сидоров С.А., Строков В.В. Технологические возможности специализированных изотермических прессов силой 6,3 и 16 МН в производстве деталей авиационного назначения // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2015. № 9. С. 36–40.
31. Белоусов М.Г., Цуркаль А.А. Исследование факторов, влияющих на повреждаемость и разрушение лопаток компрессоров авиационных двигателей // Труды МАИ. 2013. № 65. С. 20.
32. Сененко С.А., Богачев И.А., Шошев Ф.Л. Влияние фракционного состава металлопорошковой композиции сплава ВТ6 на шероховатость поверхности, структуру и механические свойства синтезированного материала, полученного селективным электронно-лучевым сплавлением // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). С. 29–41. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-29-41.
33. Беляев М.С., Хвацкий К.К., Горбовец М.А. Сравнительный анализ российского и зарубежных стандартов испытаний на усталость металлов // Труды ВИАМ. 2014. № 9. С. 140–152. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-11-11.

34. Путырский С.В., Плохих А.И., Арисланов А.А., Наприенко С.А., Анисимова А.Ю. Исследование структуры и механических свойств материала со слоистой структурой на основе композиции из титановых сплавов BT1-0 и BT47 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 36–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.09.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-36-50.
35. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Каранов В.А., Юшин В.Д. Влияние вида нагружения на многоцикловую усталость жаропрочных сплавов // *Труды ВИАМ*. 2019. № 3 (75). С. 96–104. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-96-104.
36. Yang X., Guo H., Yao Z., Yuan Sh. Effect of isothermal forging strain rate on microstructures and mechanical properties of BT25y titanium alloy // *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 673. P. 355–361. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.084.
37. Гриневич А.В., Сibaев И.Г., Наприенко С.А., Кашапов О.С., Калашников В.С. Кинетика аномального разрушения образца из титанового сплава // *Труды ВИАМ*. 2026. № 5 (159). С. 145–158. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-145-158.
38. Lima de Paiva R., Rosa Ribeiro da Silva L., Baldin V. et al. Review of innovative strategies and future prospects in challenging-to-machine materials // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2026. No. 145. P. 1667–1689.
39. Hourmand M., Sarhan A., Sayuti M., Hamdi M. A Comprehensive Review on Machining of Titanium Alloys // *Arabian Journal for Science and Engineering*. 2021. No. 46. P. 7087–7123. DOI: 10.1007/s13369-021-05420-1.
40. Wang G., Chen X., Xu Z. et al. Advanced Precision Cutting Titanium Alloy Methods: A Critical Review // *Considering Cost, Efficiency, and Quality. Technologies*. 2025. No. 13–172. P. 1–40. DOI: 10.3390/technologies13050172.
41. Ullah I., Akinlabi E.T., Aydin M., Songmene V. Numerical analysis of cyclic residual stress induced by thermo-mechanical loads in high-speed milling of TC4 titanium alloy // *Machining Science and Technology*. 2026. Vol. 30. No. 4. P. 691–713. DOI: 10.1080/10910344.2026.2621197.
42. Yi J., Wang R., Du D. et al. Prediction of Micro-Milling-Induced Residual Stress and Deformation in Titanium Alloy Thin-Walled Components and Multi-Objective Collaborative Optimization // *Materials*. 2026. Vol. 19. No. 2. Art. 219. DOI: 10.3390/ma19020219.
43. Liu D., Ni C., Wang Y. et al. Effect of anisotropic property on machining response of selective laser melted Ti6Al4V alloys in high-speed milling // *Journal of Manufacturing Processes*. 2025. Vol. 145. P. 158–171. DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.04.066.
44. Tu Z., Lian Z. Experimental study and modeling of cutting force in high-speed milling of Ti–6Al–4V titanium alloy // *Journal of Mechanics*. 2025. Vol. 41. P. 55–63. DOI: 10.1093/jom/ufaf006.
45. Yan J., Suhaimi M.A., Sharif S. et al. Enhancing tool life and surface quality in high-speed milling of Ti6Al4V: a comparative study of flood and minimum quantity lubrication cooling strategies // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2025. Vol. 141. P. 3089–3110. DOI: 10.1007/s00170-025-1680.
46. Wang Q., Chen X., An Q. et al. Research on cutting performance and tool life improvement methods of titanium alloy ultra-high speed milling tools // *Journal of Manufacturing Processes*. 2024. Vol. 131. P. 38–51. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.09.018.
47. Wang R., Song Q., Peng Y. et al. Toward digital twins for high-performance manufacturing: Tool wear monitoring in high-speed milling of thin-walled parts using domain knowledge // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. 2024. Vol. 88. Art. 102723. DOI: 10.1016/j.rcim.2024.102723.

References

1. Krymov V.V., Eliseev Yu.S., Zudin K.I. *Production of gas turbine engine blades*. Moscow: Mashinostroyeniye / Mashinostroyeniye-Polet, 2002, 376 p.
2. Sutyagin A.N. *Modern problems of aircraft engine production technology: lecture notes*. Rybinsk: RGATU, 2016, 142 p.
3. Dyakonov G.S., Yakovleva T.V., Stotsky A.G. et al. Thermal stability and mechanical properties of ultrafine-grained titanium alloy VT8M-1. *XXV Ural School of Metallurgical Thermal Scientists «Current Problems of Physical Metallurgy of Steels and Alloys»*: collection of abstract report. Ekaterinburg: Ural Univ. Publ. House, 2020, pp. 17–19.

4. Kandarov I.V., Salishchev G.A., Pankratov D.L. et al. Study of the effectiveness of using the method of intense plastic deformation in the technological process of obtaining stampings of gas turbine engine compressor blades. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2016, no. 10, pp. 504–508.
5. Kandarov I.V. *Formation of a regulated structure in the VT6 alloy to improve the performance properties of gas turbine engine blades*: thesis, abstract Cand. Sc. (Tech.). Naberezhnye Chelny, 2016, 18 p.
6. Popov A.A., Popova M.A. Isothermal diagrams of the release of silicide and aluminide phases in heat-resistant titanium alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2016, no. 11, pp. 23–28.
7. Zhang J., Peng N., Wang Q., Wang X. A New Aging Treatment Way for Near alpha High Temperature Titanium Alloys. *Journal Material Science and Technology*, 2009, vol. 25, no. 4, pp. 454–458.
8. Bolkhovitin M.S., Korolev N.N., Monakhova V.P. Improving the efficiency of precision forging process control in the manufacture of gas turbine engine compressor blades. *Trudy MAI*, 2015, no. 81, pp. 1–13.
9. Strugovets S.A., Krivosheev I.A., Galiulin R.M. et al. Development of a method for parametric diagnostics of the technical condition of gas turbine engines based on the analysis of blade erosion and compressor performance trends. *Vestnik UGATU*, 2010, vol. 14, no. 4 (39), pp. 3–10.
10. Gishvarov A.S., Aitov R.R., Aitumbetov A.M. Investigation of the efficiency of dust protection devices for helicopter gas turbine engines. *Vestnik UGATU*, 2015, vol. 19, no. 2 (68), pp. 100–110.
11. Korsunov K.A., Ashikhmina E.A. Analysis of certain physicochemical characteristics of the (TiZr)N ion-plasma coating on compressor rotor blades of the TV3-117 gas turbine engine. *Avtomaticeskaya svarka*, 2014, no. 2, pp. 49–54.
12. Muboyadzhyan S.A., Aleksandrov D.A., Gorlov D.S., Egorova L.P., Bulavinceva E.E. Protective and strengthening ion-plasma coverings for blades and other responsible details of the GTE compressor. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. S, pp. 71–81.
13. Aleksandrov D.A., Muboyadzhyan S.A., Lutsenko A.N., Zhuravleva P.L. Hardening of the surface of titanium alloys by ion implantation method and ionic modification. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.
14. Ratenko V.D., Simkin E.L. Operational characteristics of the TV3-117 turboshaft engine. *Nauchnyy vestnik GOSNII GA*, 2016, no. 15 (326), pp. 82–91.
15. Abdelvakhid M.B. *Methodology for assessing the impact of climatic conditions and erosive wear on the performance of augmented turbofan engines*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2015, 175 p.
16. Nikhamkin M.Sh., Semenova I.V. Probabilistic assessment of gas turbine engine compressor blade resistance to foreign object damage. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. akademika S.P. Koroleva (natsionalnogo issledovatel'skogo universiteta)*, 2009, no. 3–2, pp. 93–97.
17. Valiev A.I. Comparative analysis of gas turbine engine compressor blade manufacturing. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2017, no. 5, pp. 36–41.
18. Vorobyev V.M. Precision group forging of individual gas turbine engine compressor blades with finished functional surfaces. *Dvigatel*, 2010, no. 4 (70), pp. 16–19.
19. Petrov A.V., Tikhomirov V.V., Donchenko V.V. Influence of the scale factor and boundary conditions on natural frequencies and mode shapes of aviation gas turbine engine blades with various types of root attachments. *Vestnik dvigatelestroeniya*, 2013, no. 1, pp. 58–64.
20. Bogdanov A.D., Kalinin N.P., Krivko A.I. *TV3-117VM Turboshaft Engine (Design and Maintenance)*. Moscow: Vozdushny Transport, 2000, 392 p.
21. Tetyukhin V.V., Shibano A.S., Puzakov I.Yu. et al. Development of a manufacturing technology for titanium alloy semi-finished products that eliminates defect formation and improves material inspectability. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2015, no. 6 (18), pp. 34–38. Available at: <https://www.materialsnews.ru> (accessed: September 28, 2026).
22. Inagaki I., Shirai Y., Takechi T., Ariyasu N. Application and Features of Titanium for the Aerospace Industry. Technical Review. *Nippon steel & sumitomo metal technical report*, 2014, no. 106, pp. 22–27. Available at: <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nssmc/pdf/106-05.pdf> (accessed: September 28, 2026).

23. Yashin M.S., Kapitanenko D.V. Investigation of the structure and properties of the VT3-1 alloy in relation to the technology for obtaining stampings of disks and turbine blades. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), pp. 52–63. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-52-63.
24. Yashin M.S., Bazhenov A.R. Investigation of thermomechanical parameters of deformation and mechanical properties depending on conditions of deformation of titanium alloy VT30. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), pp. 18–29. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-18-29.
25. Kablov E.N. The Key Problem: Materials. *Trends and Guidelines for Russia's Innovative Development*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.
26. 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.
27. Kablov E.N., Kashapov O.S., Medvedev P.N., Pavlova T.V. Study of a $\alpha + \beta$ -titanium alloy based on a system of Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -stabilizing alloying elements. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
28. Makushina M.A., Kochetkov A.S., Vinogradov I.D. Statistical evaluation of the homogeneity of the chemical composition of vacuum-arc remelting ingots from economic alloy titanium VT40L. *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), pp. 27–36. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-27-36.
29. Razuvaev E.I., Moiseev N.V., Kapitanenko D.V., Bubnov M.V. Modern technologies of plastic working of metals. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2, pp. 15–19. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.
30. Ponomarenko D.A., Skugorev A.V., Sidorov S.A., Stokov V.V. Technological capabilities of specialized isothermal presses with forces of 6,3 and 16 MN in the production of aircraft components. *Kuznechno-shtampovochnoye proizvodstvo. Obrabotka metallov davleniyem*, 2015, no. 9, pp. 36–40.
31. Belousov M.G., Tsurkal A.A. Investigation of factors influencing damage and failure of aircraft engine compressor blades. *Trudy MAI*, 2013, no. 65, p. 20.
32. Senenko S.A., Bogachev I.A., Shoshev F.L. Effect of the fractional composition of the metal-powder composition of the VT6 alloy on the surface roughness, structure and mechanical properties of the printed material obtained by selective electron beam melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), pp. 29–41. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-29-41.
33. Belyaev M.S., Khvatskiy K.K., Gorbovets M.A. Comparative analysis of national standards of RF and the USA on methods of metals fatigue testing. *Trudy VIAM*, 2014, no. 9, pp. 140–152. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-11-11.
34. Putyrskiy S.V., Plokhikh A.I., Arislanov A.A., Naprienko S.A., Anisimova A.Yu. Study of structure and mechanical properties of the laminar structure material based on titanium alloys VT1-0 and VT47. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 36–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 29, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-36-50.
35. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Karanov V.A., Yushin V.D. Influence of the type of loading on high-cycle fatigue of heat-resistant alloys. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), pp. 96–104. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-96-104.
36. Yang X., Guo H., Yao Z., Yuan Sh. Effect of isothermal forging strain rate on microstructures and mechanical properties of BT25y titanium alloy. *Materials Science & Engineering A*, 2016, vol. 673, pp. 355–361. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.084.
37. Grinevich A.V., Sibayev I.G., Naprienko S.A., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S. Kinetics of anomalous fracture of a titanium alloy sample. *Trudy VIAM*, 2026, no. 5 (159), pp. 145–158. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-145-158.

38. Lima de Paiva R., Rosa Ribeiro da Silva L., Baldin V. et al. Review of innovative strategies and future prospects in challenging-to-machine materials. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2026, no. 145, pp. 1667–1689.
39. Hourmand M., Sarhan A., Sayuti M., Hamdi M. A Comprehensive Review on Machining of Titanium Alloys. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2021, no. 46, pp. 7087–7123. DOI: 10.1007/s13369-021-05420-1.
40. Wang G., Chen X., Xu Z. et al. Advanced Precision Cutting Titanium Alloy Methods: A Critical Review. *Considering Cost, Efficiency, and Quality. Technologies*, 2025, no. 13–172, pp. 1–40. DOI: 10.3390/technologies13050172.
41. Ullah I., Akinlabi E.T., Aydin M., Songmene V. Numerical analysis of cyclic residual stress induced by thermo-mechanical loads in high-speed milling of TC4 titanium alloy. *Machining Science and Technology*, 2026, vol. 30, no. 4, pp. 691–713. DOI: 10.1080/10910344.2026.2621197.
42. Yi J., Wang R., Du D. et al. Prediction of Micro-Milling-Induced Residual Stress and Deformation in Titanium Alloy Thin-Walled Components and Multi-Objective Collaborative Optimization. *Materials*, 2026, vol. 19, no. 2, art. 219. DOI: 10.3390/ma19020219.
43. Liu D., Ni C., Wang Y. et al. Effect of anisotropic property on machining response of selective laser melted Ti6Al4V alloys in high-speed milling. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, vol. 145, pp. 158–171. DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.04.066.
44. Tu Z., Lian Z. Experimental study and modeling of cutting force in high-speed milling of Ti–6Al–4V titanium alloy. *Journal of Mechanics*, 2025, vol. 41, pp. 55–63. DOI: 10.1093/jom/ufaf006.
45. Yan J., Suhaimi M.A., Sharif S. et al. Enhancing tool life and surface quality in high-speed milling of Ti6Al4V: a comparative study of flood and minimum quantity lubrication cooling strategies. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 141, pp. 3089–3110. DOI: 10.1007/s00170-025-1680.
46. Wang Q., Chen X., An Q. et al. Research on cutting performance and tool life improvement methods of titanium alloy ultra-high speed milling tools. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 131, pp. 38–51. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.09.018.
47. Wang R., Song Q., Peng Y. et al. Toward digital twins for high-performance manufacturing: Tool wear monitoring in high-speed milling of thin-walled parts using domain knowledge. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2024, vol. 88, art. 102723. DOI: 10.1016/j.rcim.2024.102723.

Информация об авторах

Несоленов Антон Викторович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Павлова Тамара Васильевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кашапов Олег Салаватович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кондратьева Анастасия Романовна, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

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

Anastasia R. Kondratyeva, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 02.10.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.10.2026.
The article was submitted 02.10.2026; approved and accepted for publication after reviewing 09.10.2026.

Научная статья

УДК 621.315.616.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-90-102

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МОРФОЛОГИИ И ТЕРМООКИСЛИТЕЛЬНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ СМЕСЕЙ БНК–ТЭП, ВУЛКАНИЗОВАННЫХ ПЕРОКСИДОМ

А.С. Пушница¹, М.А. Венедиктова¹, Е.В. Куршев¹, С.Л. Лонский¹

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

Аннотация. Исследованы микроструктурные особенности и термостабильность бинарных и тройных смесевых композиций на основе бутадиен-нитрильных каучуков и термоэластопластов (БНК–ТЭП), вулканизованных пероксидом. В результате комплексных микроструктурных и термических исследований бинарных и тройных смесевых композиций на основе каучука (БНКС-40АМН) и стирольных термоэластопластов (СБС-Р, СЭБС), вулканизованных органическим пероксидом, установлены ключевые закономерности, определяющие их морфологию и термостабильность.

Ключевые слова: бинарная смесь, тройная смесь, термоэластопласты, бутадиен-нитрильный каучук, морфология, микроструктура, параметр растворимости, термоокислительное старение

Для цитирования: Пушница А.С., Венедиктова М.А., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Сравнительный анализ морфологии и термоокислительной стабильности бинарных и тройных смесей БНК–ТЭП, вулканизованных пероксидом // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 90–102. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-90-102.

Scientific article

COMPARATIVE ANALYSIS OF MORPHOLOGY AND THERMAL OXIDATIVE STABILITY OF BINARY AND TERNARY BNR–TPE BLENDS CURED WITH PEROXIDE

A.S. Pushnitsa¹, M.A. Venediktova¹, E.V. Kurshev¹, S.L. Lonskii¹

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

Abstract. The microstructural features and thermal stability of peroxide-cured binary and ternary blends based on butadiene-nitrile rubber and styrenic thermoplastic elastomers (BNR–TPE) have been investigated. As a result of comprehensive microstructural and thermal analysis of these blends comprising butadiene-nitrile rubber grade BNKS-40AMN and styrenic block copolymers (SBS-R, SEBS) vulcanized with an organic peroxide the principal factors determining their morphological evolution and thermostability were established.

Keywords: binary blends, ternary blends, thermoplastic elastomers, butadiene-nitrile rubber, morphology, microstructure, solubility parameter, thermo-oxidative aging

For citation: Pushnitsa A.S., Venediktova M.A., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Comparative analysis of morphology and thermal oxidative stability of binary and ternary BNR–TPE blends cured with peroxide. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 90–102. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-90-102.

Введение

В современных условиях развития авиационной, нефтегазовой и автомобильной промышленности наблюдается устойчивая тенденция к ужесточению требований к эксплуатационным характеристикам эластомерных материалов. В связи с этим особую значимость приобретает необходимость разработки материалов, способных сохранять комплекс физико-механических свойств в широком интервале температур (от -60 до более $+100$ °C) и обладающих стойкостью к агрессивным (углеводородным) средам [1–6].

Наибольший интерес в качестве основы таких материалов представляют бутадиен-нитрильные каучуки (БНК), востребованные в резиновой промышленности благодаря доступности и уникальному сочетанию высокой масло-, бензо- и теплостойкости, обеспечиваемой высоким содержанием полярных нитрильных групп в макромолекулярной цепи [7]. Однако высокая полярность БНК ограничивает их применение в резинотехнических изделиях, работоспособных в условиях низких температур, а также усложняет совмещение с морозостойкими, чаще неполярными полимерами из-за термодинамической несовместимости [4, 8, 9].

Согласно работам [10, 11] и теории Флори–Хаггинса, основная причина несовместимости большинства полимеров заключается в значительном различии параметров растворимости Гильдебранда ($\Delta\delta$) и ограниченной энтропии смешения. Однако в работах [12, 13] отмечено, что формирование полимерных смесей может происходить в условиях отсутствия термодинамической совместимости. В этом случае поверхностные силы и тепловое движение искажают границу раздела, формируя переходный (межфазный) слой с взаимным проникновением сегментов полимеров, что и определяет явление сегментальной вынужденной совместимости [13–15]. Дальнейшим развитием представлений о межфазных явлениях стала теоретическая модель, описывающая состояние межфазной области термодинамически несовместимых полимеров на основе постулата о стремлении межмолекулярных сил разделить молекулы, исключая разрыв сплошной среды [16]. В работах [17, 18] показано, что в полимерных смесях с ограниченной совместимостью возможно образование взаимопроникающих или полувзаимопроникающих полимерных сеток [19].

Разработка эластомерных материалов, сочетающих стойкость к агрессивным средам и низкотемпературную эластичность, является актуальным направлением, требующим решения компромиссных задач. В настоящее время эффективным методом для достижения такого баланса свойств, в частности для повышения морозостойкости резин на основе полярных каучуков, является создание смесевых композиций, состоящих из полимеров с различной полярностью.

Особый интерес в этом направлении вызывает введение в смесевые композиции термоэластопластов (ТЭП) в качестве неполярных морозостойких полимеров. Как следует из классических представлений, трехблочные стирольные ТЭП состоят из эластомерного (алифатического) среднего блока и жестких стирольных концевых блоков [16, 20]. При температурах ниже температуры стеклования (T_g) стирольных блоков ТЭП проявляют свойства резин, а при нагревании выше T_g приобретают текучесть, свойственную термопластичным полимерам. Данное явление обусловлено образованием доменной структуры, в которой стирольные блоки являются полифункциональными узлами пространственной физической сетки, действуя аналогично мелкодисперсным активным наполнителям [11, 21, 22].

Важно отметить, что создание эластомерного материала с уникальными свойствами, которыми обладают БНК и стирольные ТЭП, представляет большой научно-практический интерес. Однако рецептурно-технологические особенности их совмещения

остаются недостаточно изученными, поскольку эффективность такого совмещения определяется характером межфазного взаимодействия. Для решения этой задачи необходимо проведение комплексных микроструктурных исследований.

Наряду с макроскопическими структурными особенностями значительный вклад в формирование конечных свойств смесевых композиций вносят межмолекулярные силы. В случае БНК с высоким содержанием полярных групп в результате диполь-дипольных взаимодействий между нитрильными группами возникают локальные электрические поля, способные упорядочивать макромолекулы в межфазном слое [23–25].

Для смесей, содержащих стирольные блок-сополимеры, эффективна вулканизация органическими пероксидами, что особенно важно для повышения упруго-деформационных характеристик эластомерных материалов [7, 25]. Использование пероксидных систем вулканизации позволяет инициировать радикальные реакции с образованием ковалентных (C–C) и полярных ковалентных (C–O–C) связей как в БНК, так и в ТЭП.

Цель работы – исследование микроструктурных особенностей бинарных и тройных смесей на основе БНК–ТЭП, вулканизованных органическим пероксидом, в том числе в условиях термоокислительного старения, а также изучение влияния пероксидной вулканизации на структуру и свойства несовместимых полимеров.

Материалы и методы

Исследованы вулканизаты на основе полярного каучука марки БНКС-40АМН. Вторым полимерным компонентом являлись стирольные ТЭП: стирол-бутадиен-стирольный (СБС-Р) и гидрированный стирол-этилен-бутен-стирольный (СЭБС) блок-сополимеры разветвленного и линейного строения соответственно. Содержание ТЭП (20 мас. ч. на 80 мас. ч. БНК) выбрано оптимальным на основании ранее проведенных исследований [26]. В качестве вулканизирующего агента использовали органический пероксид 1,4-ди-трет(бутилпероксиизопротил)бензол в количестве 5,0 мас. ч. [27]. Соотношения полимеров в исследованных композициях представлены в табл. 1.

Таблица 1

Соотношение полимерных компонентов в смесевых композициях

Компонент	Содержание компонентов, мас. ч., в смесевых композициях			
	Б-20	Э-20	ЭБ-2	П (контроль)
Каучук БНКС-40АМН	80,0	80,0	80,0	100,0
Термоэластопласт СБС-Р	20,0	–	10,0	–
Термоэластопласт СЭБС	–	20,0	10,0	–

Смесевые композиции готовили путем смешения каучука и ТЭП в смесителе закрытого типа при температуре 120 ± 7 °С в течение 3–5 мин. Затем смесь охлаждали до температуры 90 ± 3 °С и вводили вулканизирующую систему. После этого смесь выгружали и вальцевали на лабораторных вальцах для формирования заготовок толщиной $2,0 \pm 0,2$ мм. Вулканизацию проводили в гидравлическом прессе при температуре 170 °С в течение 15 мин.

Для проведения микроструктурного анализа и оценки термостабильности бинарных и тройных смесей на основе БНК–ТЭП рассчитан параметр растворимости Гильдебранда и экспериментально определена температура стеклования смесевых вулканизатов.

Параметр растворимости Гильдебранда (δ) рассчитывали методами Смолла и Ван Кревелена на основе аддитивного вклада функциональных групп с использованием подхода, реализованного при вычислении плотности упаковки соединений [28]:

$$\delta = \rho \left(\varphi_1 \frac{\sum F_1}{M_1} + \varphi_2 \frac{\sum F_2}{M_2} + \varphi_3 \frac{\sum F_3}{M_3} + \dots + \varphi_i \frac{\sum F_i}{M_i} \right),$$

где ρ – плотность полимера; M_i – молярная масса повторяющегося звена; $\sum F_i$ – сумма констант молекулярного притяжения в i -й функциональной группе или мономерном звене; φ_i – доля i -й функциональной группы или мономерного звена в структуре молекулы.

Термический анализ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) проводили в инертной среде азота в интервале температур от -100 до $+20$ °С, скорость потока газа составила 70 мл/мин. Исследованы образцы массой 8–12 мг. Температуру стеклования T_g определяли как температуру начала ступенчатого перехода на кривых ДСК в соответствии с ГОСТ Р 55135–2012.

Из полученных вулканизатов изготовлены низкотемпературные сколы в жидком азоте, которые приклеивали с помощью токопроводящего клея на основе углерода к держателям образцов и сушили на воздухе. После высыхания поверхности сколы подвергали ионно-плазменному травлению в вакуумной установке. Для предотвращения накопления электрического заряда при исследовании полимеров в сканирующем электронном микроскопе на поверхности образцов наносили тонкое проводящее покрытие методом магнетронного распыления в специализированной установке. Исследования проводили в режиме вторичных электронов при увеличениях $\times 10000$ и $\times 30000$ [29–31].

Подход, основанный на применении низкотемпературных сколов, рекомендован в работах [32–35] как наиболее информативный для изучения фазовой морфологии полимеров. Авторы показали, что при такой подготовке происходит хрупкое разрушение материала, без пластических деформаций, что позволяет сохранить исходную топологию фаз. Исследования, проведенные в данной работе, полностью согласуются с этим принципом.

Термоокислительное старение проводили при температуре 100 ± 2 °С в течение 72 ч на воздухе в соответствии с ГОСТ 9.024–74.

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

Результаты и обсуждение

Для прогнозирования характера межфазного взаимодействия выполнен расчет параметра растворимости δ методами Смолла и Ван Кревелена. Данные для индивидуальных полимеров представлены в табл. 2.

Таблица 2

Расчетный параметр растворимости каучука и термоэластопластов

Полимер	Параметр растворимости δ , $\sqrt{\text{кал/см}^3}$, рассчитанный методами	
	Смолла	Ван Кревелена
Каучук БНКС-40АМН	10,92	10,37
Термоэластопласт СБС-Р	8,38	8,48
Термоэластопласт СЭБС	8,41	8,35

Разность рассчитанных параметров растворимости ($\Delta\delta$) БНК и ТЭП составляет $1,9\text{--}2,5 \sqrt{\text{кал/см}^3}$, что существенно превышает эмпирический критерий взаимной растворимости ($\Delta\delta < 0,5\text{--}1,0 \sqrt{\text{кал/см}^3}$). Полученные результаты подтверждают термодинамическую несовместимость полимерных компонентов и указывают на неизбежность микрофазового разделения.

Однако, как предполагается, пероксидная вулканизация способствует образованию ковалентных связей в переходном слое. С целью подтверждения данного предположения определена температура стеклования методом ДСК, позволяющая оценить

степень участия пероксидной вулканизации в формировании микроструктуры смесевых вулканизатов. Для исследованных смесевых вулканизатов получены следующие значения T_c , определенные по точке перегиба на ДСК-кривых, °C:

Б-20	Э-20	ЭБ-2	П
-28,4	-29,6	-27,1	-22,3

Для всех вулканизатов в интервале температур от -100 до $+20$ °C зафиксировано одно значение T_c со сдвигом в область более низких температур по сравнению с контрольным образцом (П). Данный эффект, вероятно, объясняется образованием единой пространственной сетки в процессе вулканизации. В момент разложения 1,4-ди(третбутилпероксиизопропил)бензола при температуре вулканизации 170 ± 2 °C образуются свободные радикалы, которые реагируют с двойными связями БНК, а также реакционноспособными центрами в бутадиеновых блоках ТЭП СБС-Р и гидрированных блоках ТЭП СЭБС. Предположительно, в межфазной области формируется единая пространственная сетка посредством совулканизации, в которой эластомерные блоки ТЭП ковалентно (через связи С-С и С-О-С при участии кислорода воздуха) встраиваются в структуру вулканизата БНК.

В процессе совулканизации с БНК снижается энергетический барьер, что облегчает конформационную подвижность сегментов эластомерной матрицы, приводя к снижению значений T_c (до $-29,6$ °C для композиции Э-20). Кроме того, температура вулканизации значительно превышает значение T_c стирольных блоков, что обеспечивает их высокую сегментальную подвижность в момент образования радикалов и способствует эффективной совулканизации в межфазной области. Для оценки влияния совулканизации проведен сравнительный анализ микроструктуры низкотемпературных сколов ненаполненных вулканизатов бинарных и тройных смесей методом сканирующей электронной микроскопии до и после термоокислительного старения. Результаты представлены на рис. 1–3.

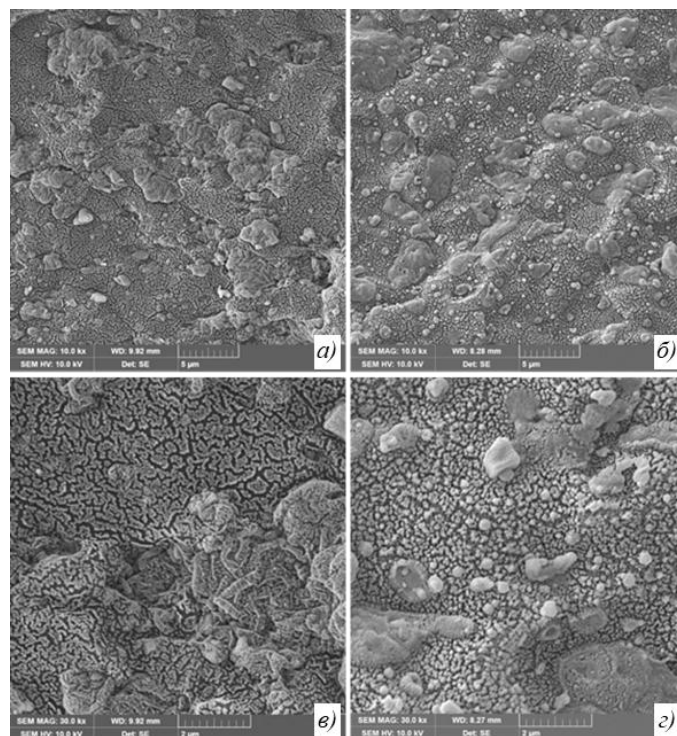


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 10000$ (а, б) и $\times 30000$ (в, г)) низкотемпературного скола образца из смесевой композиции Б-20 до (а, в) и после (б, г) термоокислительного старения при температуре 100 ± 2 °C в течение 72 ч

В бинарной смеси Б-20 до старения (рис. 1, *а, в*) наблюдается двухфазная структура. Каучуковая матрица является непрерывной фазой, а фаза ТЭП СБС-Р диспергирована в виде равномерных включений размером 2–5 мкм, имеющих округлую или слегка вытянутую форму. Отмечается тенденция к образованию взаимопроникающей фазовой структуры, в которой обе фазы занимают значительные объемы, однако четкое разделение на дисперсную и непрерывную фазы не всегда возможно [16, 18, 19].

В процессе термоокислительного старения происходит потеря дисперсности фазы ТЭП СБС-Р за счет укрупнения стирольных доменов (рис. 1, *б, г*). Исходные включения размером 2–5 мкм начинают сливаться, образуя агломераты, размер которых превышает исходные значения в 1,5–2 раза. Это связано с тем, что полибутадиеновый блок ТЭП СБС-Р содержит двойные связи, которые при температуре 100 °С активно вступают в радикальные реакции с кислородом. Процессы деструкции преобладают над структурированием, что приводит к разрыву первоначально образованных межфазных связей. Важно отметить, что, несмотря на частичное разрушение связей С–С, первоначально созданные ковалентные связи на границе фаз каучука БНКС-40АМН и ТЭП СБС-Р продолжают удерживать частицы ТЭП, однако их удерживающая способность снижается по мере накопления продуктов окисления. Наблюдаемая картина согласуется с концепцией композиционной неоднородности БНК, предложенной в работе [7], и иллюстрирует отсутствие эффекта «саморегулирования» структуры в бинарной системе с негидрированным ТЭП, в отличие от тройных композиций, где этот эффект проявляется за счет стабилизации межфазного слоя продуктов окисления ТЭП СБС-Р.

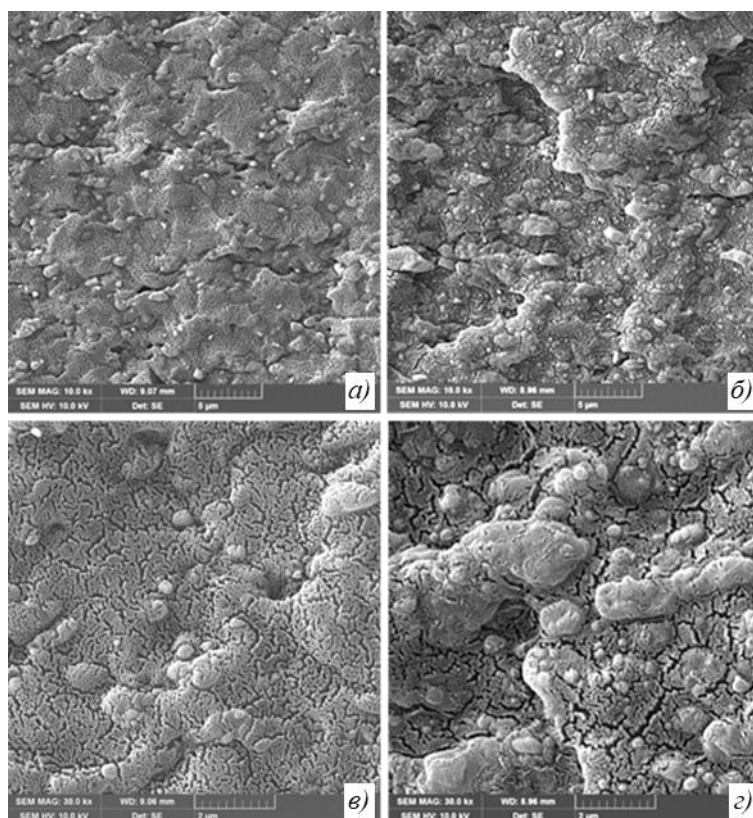


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 10000$ (*а, б*) и $\times 30000$ (*в, г*)) низкотемпературного скола образца из смеси композиции Э-20 до (*а, в*) и после (*б, г*) термоокислительного старения при температуре 100 ± 2 °С в течение 72 ч

Исходная морфология бинарной смеси Э-20 (рис. 2, *а, в*) демонстрирует более регулярное диспергирование ТЭП СЭБС по сравнению с ТЭП СБС-Р. Фаза ТЭП СЭБС представлена включениями размером от 2 до 5 мкм, что свидетельствует о лучшей технологической совместимости ТЭП СЭБС с каучуком БНКС-40АМН в процессе смешения в расплаве [20, 21]. Средний блок ТЭП СЭБС обладает иной растворимостью и поверхностным натяжением по сравнению с бутадиеновым блоком ТЭП СБС-Р, что способствует образованию более регулярной морфологии [15, 36].

После старения (рис. 2, *б, г*) морфология практически не изменяется: отсутствуют явная агрегация и разрывы на границе фаз. Это объясняется тем, что ТЭП СЭБС не содержит двойных связей. Вместо деструкции пероксидные радикалы инициируют структурирование с образованием новых связей С–С и С–О–С между сегментами ТЭП СЭБС и БНК [20]. Это обеспечивает термическую стабильность смеси Э-20, что подтверждается увеличением прочности при растяжении после старения [26].

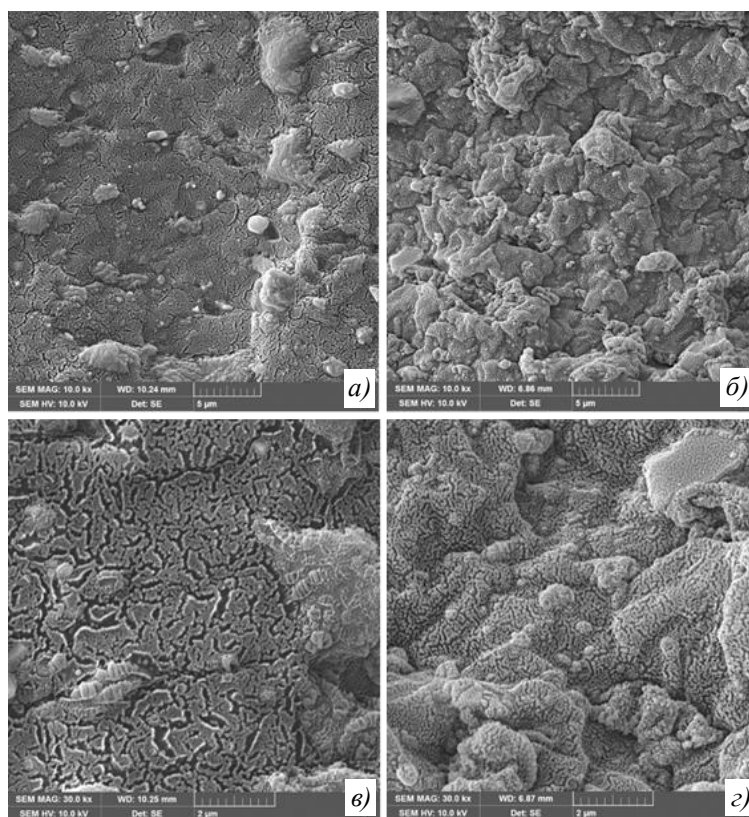


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 10000$ (*а, б*) и $\times 30000$ (*в, г*)) низкотемпературного скола образца из смеси композиции ЭБ-2 до (*а, в*) и после (*б, г*) термоокислительного старения при температуре 100 ± 2 °С в течение 72 ч

В тройной смеси ЭБ-2 (рис. 3, *а, в*) наблюдается наиболее сложная морфология: дисперсная фаза ТЭП является неоднородной и представлена двумя типами включений. Крупные включения ТЭП СБС-Р имеют размеры 3–5 мкм и характеризуются вытянутой, слегка неровной формой, что связано с более высокой вязкостью и склонностью к агрегации. Мелкие включения ТЭП СЭБС имеют размеры < 2 мкм и правильную округлую форму, что свидетельствует о лучшей диспергируемости. Согласно данным научно-технической литературы, в таких системах блок-сополимеры могут выступать в качестве эмульгаторов, однако из-за термодинамической несовместимости всех трех пар этот эффект до старения выражен слабо [11, 14, 18].

После старения (рис. 3, б, г) наблюдается не слипание, как в композиции Б-20, а локальное разрыхление и перестройка морфологии. Этот эффект обусловлен конкуренцией двух механизмов: деструкция ТЭП СБС-Р локально разрушает химические связи, при этом продукты деструкции (макромолекулы с концевыми полярными группами, образовавшимися при окислении) не покидают систему, а локализуются на межфазной границе.

Согласно теории, изложенной в работах [12, 13], переходный слой состоит из растворов сегментов одного полимера в другом. В тройной смеси в процессе старения на границе раздела локализуются макромолекулы ТЭП СБС-Р, претерпевшие частичную окислительную деструкцию с образованием полярных кислородсодержащих групп (карбонильных). Эти модифицированные макромолекулы в результате сильного межмолекулярного взаимодействия с нитрильными группами БНК, вероятно, выступают в качестве *in situ* компатибилизаторов, снижая межфазное натяжение.

Предположительно, реализуется механизм капсулирования по типу «ядро–оболочка», где ядро – частицы ТЭП СБС-Р, частично утратившие структуру, а оболочка – стабильные макромолекулы ТЭП СЭБС и сегменты ТЭП СБС-Р, обогащенные полярными группами. За счет этого увеличивается объем переходного слоя, что соответствует модели сегментальной вынужденной совместимости [2, 13, 19] и обеспечивает сохранение целостности тройной смеси.

Таким образом, можно предположить, что в тройных смесевых композициях образуются два типа вулканизационных сеток: физическая, сформированная стирольными блоками ТЭП, и химическая (пространственно-сшитая), состоящая из ковалентных связей С–С и С–О–С. В физической сетке стирольные домены, выступая в качестве наполнителя, могут агломерировать, стремясь к снижению свободной энергии за счет уменьшения площади межфазной поверхности. Химическая сетка, в свою очередь, пронизывает обе фазы, удерживая макромолекулы каучука и ТЭП в межфазном слое, что подтверждается одним значением T_c в области низких температур. Высокая полярность каучука БНКС-40АМН создает электростатическое поле, усиливающее межмолекулярное взаимодействие с образовавшимися карбонильными группами в сегментах ТЭП в межфазном слое, формируя стабильный межфазный слой. В сочетании с химическими связями это создает армирующий эффект на границе раздела, недостижимый в классических неполярных смесях.

Согласно теоретическим представлениям о термоокислительном старении полимерных материалов, одновременно протекают два конкурирующих процесса – деструкция и структурирование полимеров [13, 36]. При этом на начальных стадиях окисления атаке подвергаются углерод-углеродные связи в ненасыщенных фрагментах (например, в полибутадиеновых блоках ТЭП СБС-Р), тогда как насыщенные полимеры (ТЭП СЭБС) более устойчивы к окислению [8, 13, 15, 36].

Сравнительный анализ двух типов ТЭП показывает, что гидрированные аналоги (СЭБС) обладают значительно большей стойкостью к окислению, ультрафиолетовому излучению и озону. Это объясняется отсутствием двойных связей в основной цепи, что делает их менее подверженными термоокислительной деструкции.

Заключения

В результате комплексных микроструктурных и термических исследований бинарных и тройных смесей на основе каучука БНКС-40АМН и ТЭП СБС-Р, СЭБС, вулканизованных органическим пероксидом, установлены ключевые закономерности, определяющие их морфологию и термостабильность.

Показано, что, несмотря на термодинамическую несовместимость компонентов, подтвержденную значениями $\Delta\delta > 1,9 \sqrt{\text{кал/см}^3}$, пероксидная вулканизация обеспечивает формирование единой гибридной пространственной сетки. Экспериментальным подтверждением этому служит наличие единственного значения T_c во всех вулканизатах, сдвинутого в область низких температур (до $-29,6^\circ\text{C}$). Данный эффект достигается за счет ковалентного встраивания эластомерных блоков ТЭП в сетку, что увеличивает свободный объем в матрице БНК и облегчает конформационную подвижность сегментов. Установлено, что природа среднего блока ТЭП в значительной степени определяет устойчивость структуры к термоокислительному старению смесевых вулканизатов. В бинарных системах с ТЭП СБС-Р преобладают процессы термоокислительной деструкции, приводящие к потере дисперсности и агрегации доменов. В бинарных системах с ТЭП СЭБС доминирует структурирование с образованием новых связей С–С и С–О–С, что обеспечивает сохранение тонкой дисперсности и морфологической целостности. В тройных композициях обнаружен эффект *in situ* компатибилизации, обусловленный локализацией полярных продуктов окисления ТЭП СБС-Р в межфазном слое. Кроме того, сохранение единственного значения T_c в тройных системах подтверждает, что даже в условиях старения гибридная сетка остается непрерывной, а эластомерные блоки ТЭП продолжают ковалентно встраиваться в структуру вулканизата БНК.

С практической точки зрения результаты работы подтверждают перспективность использования до 20 мас. ч. ТЭП СЭБС в бинарных смесевых композициях на основе каучука БНК-40АМН, вулканизованных органическим пероксидом, для создания эластомерных материалов с расширенным температурным диапазоном эксплуатации и повышенной термостабильностью. Применение ТЭП СБС-Р в условиях теплового воздействия нецелесообразно из-за необратимых структурных изменений, приводящих к снижению эластичности материала. В связи с неоднозначностью полученных результатов тройные смесевые композиции, несмотря на эффект компатибилизации, требуют дополнительного изучения. Данные о перестройке межфазного слоя на микроуровне свидетельствуют о возможности придания уникальных свойств эластомерным материалам на основе смесей каучука с ТЭП.

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. Чайкун А.М., Сергеев А.В., Правада Е.С. Эластомерно-тканевые материалы для изделий специальной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 6 (124). С. 25–37. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-25-37.
3. 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: <https://www.journal.ru> (дата обращения: 05.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
4. Вахрушева Я.А., Юмашев О.Б., Чайкун А.М. Современные тенденции в области морозостойких резин на основе полярных и неполярных каучуков (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 8 (114). С. 77–87. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-77-87.
5. Елисеев О.А., Краснов Л.Л., Зайцева Е.И., Савенкова А.В. Разработка и модифицирование эластомерных материалов для применения во всеклиматических условиях // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 309–314.

6. Правада Е.С., Вахрушева Я.А., Герасимов Д.М., Чайкун А.М. Каучуки для герметизирующих материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). С. 14–26. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-14-26.
7. Данковцев В.А. Композиционная неоднородность бутадиен-нитрильных каучуков и способы уменьшения ее влияния на свойства резин: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Воронеж, 1999. С. 20.
8. Budrugaec P. Accelerated thermal aging of NBR and other materials under air or oxygen pressures // *Die Angewandte Makromolekulare Chemie: Applied Macromolecular Chemistry and Physics*. 1997. Vol. 247. No. 1. P. 19–30.
9. Mostafa A., Abouel-Kasem A., Bayoumi M.R., El-Sebaie M.G. The influence of CB loading on thermal aging resistance of SBR and NBR rubber compounds under different aging temperature // *Materials & Design*. 2009. Vol. 30. No. 3. P. 791–795.
10. Тагер А.А. Физико-химия полимеров. Изд. 4-е, перераб. и доп. М.: Научный мир, 2007. С. 348.
11. Лебедев Е.В. Физико-химия многокомпонентных полимерных систем: в 2 т. Киев: Наукова думка, 1986. Т. 2. С. 46.
12. Кулезнев В.Н., Крохина Л.С. Структура и свойства смесей полимеров в растворе // *Успехи химии*. 1973. Т. 42. № 7. С. 1278–1309.
13. Кулезнев В.Н., Кандырин Л.Б. Смеси олигомеров: реология, структура, свойства // *Высокомолекулярные соединения. Серия А*. 2008. Т. 50. № 7. С. 1180–1190.
14. Кахраманлы Ю.Н. Несовместимые полимерные смеси и композиционные материалы на их основе. Баку: Элм, 2013. С. 13.
15. Robeson L. Historical perspective of advances in the science and technology of polymer blends // *Polymers*. 2014. Vol. 6. No. 5. P. 1251–1265.
16. Helfand E., Tagami Y. Theory of the interface between immiscible polymers // *Journal of chemical physics*. 1972. Vol. 57. No. 4. P. 1812–1822. DOI: 10.1063/1.1678379.
17. Липатов Ю.С., Сергеева Л.М. Взаимопроникающие полимерные сетки. Киев: Наукова думка, 1979. 128 с.
18. Алексеенко В.И. К вопросу о совместимости полимеров // *Высокомолекулярные соединения*. 1960. Т. 2. № 10. С. 1449–1455.
19. Полимерные смеси: в 2 т. Пер. с англ. под ред. Д. Пола, С. Ньюмена. М.: Мир, 1981. Т. 1. С. 540.
20. Maji P., Naskar K. Styrenic block copolymer-based thermoplastic elastomers in smart applications: Advances in synthesis, microstructure, and structure–property relationships // *Journal of Applied Polymer Science*. 2022. Vol. 139. No. 39. P. 52942.
21. Ахметов С.Н., Мясоедова В.В., Грачев А.В. Бесхлорные полимерные композиции на основе бутадиен-акрилонитрильного каучука и сополимера стирола // *Химическая безопасность*. 2020. Т. 4. № 1. С. 183–196.
22. Tian B., Wang W., Liu P., Zhang X. The effects of rubber nanoparticles with different polarities on thermal properties and foaming performance of polypropylene blends // *RSC Advances*. 2020. Vol. 10. No. 52. P. 31355–31362.
23. Zedler L., Colom X., Canavate J., Formela K. GTR/NBR/silica composites performance properties as a function of curing system: Sulfur versus peroxides // *Materials*. 2021. Vol. 14. No. 18. P. 5345.
24. Mohammady S.Z., Mansour A.A., Knoll K., Stoll B. Detection of the glass relaxation process of the PS-phase in block copolymers // *Polymer*. 2002. Vol. 43. No. 8. P. 2467–2478.
25. Ellul M.D., Patel J., Tinker A.J. Crosslink densities and phase morphologies in dynamically vulcanized TPEs // *Rubber Chemistry and Technology*. 1995. Vol. 68. No. 4. P. 573–582.
26. Пушница А.С., Венедиктова М.А., Большаков В.А., Власов В.В. Влияние стирольных термоэластопластов на структуру и свойства пероксидных вулканизатов бутадиен-нитрильного каучука // *Каучук и резина*. 2026. Т. 85. № 2. С. 86–93. DOI: 10.47664/0022-9466-2026-85-2-86-93.

27. Soloviev M.E., Pushnitsa A.S., Vlasov V.V. Modeling of Vulcanization Kinetics and Deformation–Strength Properties of Peroxide Vulcanizates of Nitrile–Butadiene Rubbers // *Polymer Science, Series B*. 2024. Vol. 66. No. 6. P. 798–807.
28. Ворончихин В.Д. Научно-практические основы модификации эластомерных материалов: дис. ... д-ра техн. наук. Воронеж, 2024. 350 с
29. Куршев Е.В., Лонский С.Л., Деев И.С. Применение метода сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа для исследования неметаллических композиционных материалов // *Мат. VIII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Исследование конструкционных материалов и функциональных покрытий методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, методами рентгеноструктурного и рентгеноспектрального микроанализа»*: в 2 ч. М.: ВИАМ, 2016. Ч. 2. С. 1–13.
30. Wenjing L., Wolfgang B. Imaging of CNTs in a polymer matrix at low accelerating voltages using a SEM // *Carbon*. 2011. Vol. 49 (12). P. 3891–3898. DOI: 10.1016/j.carbon.2011.04.017.
31. Butler H.J., Joy D.C., Bradley G.F., Krause S.J. Low-voltage scanning electron microscopy of polymers // *Polymer*. 1995. Vol. 36 (9). P. 1781–1790. DOI: 10.1016/0032-3869(94)00373-V.
32. Шитов Р.О., Китаева Н.С., Ширякина Ю.М., Куршев Е.В. Исследование влияния модифицирующих добавок различной природы на термоокислительную устойчивость модельного кремнийорганического связующего // *Труды ВИАМ*. 2020. № 6–7 (89). С. 19–28. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 22.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-19-28.
33. Ткачук А.И., Куршев Е.В., Лонский С.Л., Любимова А.С. Модификация эпоксидных связующих многостенными углеродными нанотрубками // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). С. 63–76. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-63-76.
34. Деев И.С., Кобец Л.П. Структурообразование в наполненных термореактивных полимерах // *Коллоидный журнал*. 1999. Т. 61. № 5. С. 650–660.
35. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и особенностей разрушения эпоксидных полимеров и композитных материалов на их основе // *Материаловедение*. 2010. № 5. С. 8–16.
36. Grassie N., Heaney A. Thermal degradation of polybutadiene // *Journal of Polymer Science: Polymer Letters Edition*. 1974. Vol. 12. No. 2. P. 89–94.

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. Chaykun A.M., Sergeyev A.V., Pravada E.S. Elastomeric-fabric materials for products of special equipment (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), pp. 25–37. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-25-37.
3. 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 05, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
4. Vahrusheva Ja.A., Yumashev O.B., Chaikun A.M. The basic principles of creation of formula cold-resistant rubbers stock for the products maintained in the conditions of the arctic climate (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), pp. 77–97. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-77-87.
5. Eliseev O.A., Krasnov L.L., Zajceva E.I., Savenkova A.V. Development and modifying of elastomeric materials for application in all weather conditions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 309–314.
6. Pravada E.S., Vahrusheva Ya.A., Gerasimov D.M., Chaikun A.M. Rubber-based sealants (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), pp. 14–26. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-14-26.

7. Dankovtsev V.A. *Compositional heterogeneity of butadiene-nitrile rubbers and methods for reducing its effect on rubber properties*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Voronezh, 1999, p. 20.
8. Budrugaec P. Accelerated thermal aging of NBR and other materials under air or oxygen pressures. *Die Angewandte Makromolekulare Chemie: Applied Macromolecular Chemistry and Physics*, 1997, vol. 247, no. 1, pp. 19–30.
9. Mostafa A., Abouel-Kasem A., Bayoumi M.R., El-Sebaie M.G. The influence of CB loading on thermal aging resistance of SBR and NBR rubber compounds under different aging temperature. *Materials & Design*, 2009, vol. 30, no. 3, pp. 791–795.
10. Tager A.A. *Physical Chemistry of Polymers*. 4th ed., rev. and add. Moscow: Nauchnyi Mir, 2007, p. 348.
11. Lebedev E.V. *Physical Chemistry of Multicomponent Polymer Systems*: in 2 vols. Kyiv: Naukova Dumka, 1986, vol. 2, p. 46.
12. Kuleznev V.N., Krokhnina L.S. Structure and properties of polymer blends in solution. *Uspekhi khimii*, 1973, vol. 42, no. 7, pp. 1278–1309.
13. Kuleznev V.N., Kandyrin L.B. Oligomer blends: rheology, structure, properties. *Vysokomolekulyarnye Soedineniya*, 2008, vol. 50, no. 7, pp. 1180–1190.
14. Kakhramanly Yu.N. *Incompatible Polymer Blends and Composite Materials Based on Them*. Baku: Elm, 2013, p. 13.
15. Robeson L. Historical perspective of advances in the science and technology of polymer blends. *Polymers*, 2014, vol. 6, no. 5, pp. 1251–1265.
16. Helfand E., Tagami Y. Theory of the interface between immiscible polymers. *Journal of chemical physics*, 1972, vol. 57, no. 4, pp. 1812–1822. DOI: 10.1063/1.1678379.
17. Lipatov Yu.S., Sergeeva L.M. *Interpenetrating Polymer Networks*. Kyiv: Naukova Dumka, 1979, 128 p.
18. Alekseenko V.I. On the question of polymer compatibility. *Vysokomolekulyarnye Soedineniya*, 1960, vol. 2, no. 10, pp. 1449–1455.
19. *Polymer Blends*: in 2 vols. Trans. from Engl. Ed. D. Paul and S. Newman. Moscow: Mir, 1981, vol. 1, p. 540.
20. Maji P., Naskar K. Styrenic block copolymer-based thermoplastic elastomers in smart applications: Advances in synthesis, microstructure, and structure–property relationships. *Journal of Applied Polymer Science*, 2022, vol. 139, no. 39, p. 52942.
21. Akhmetov S.N., Myasoedova V.V., Grachev A.V. Chlorine-free polymer compositions based on butadiene-acrylonitrile rubber and styrene copolymer. *Khimicheskaya bezopasnost*, 2020, vol. 4, no. 1, pp. 183–196.
22. Tian B., Wang W., Liu P., Zhang X. The effects of rubber nanoparticles with different polarities on thermal properties and foaming performance of polypropylene blends. *RSC Advances*, 2020, vol. 10, no. 52, pp. 31355–31362.
23. Zedler L., Colom X., Canavate J., Formela K. GTR/NBR/silica composites performance properties as a function of curing system: Sulfur versus peroxides. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 18, p. 5345.
24. Mohammady S.Z., Mansour A.A., Knoll K., Stoll B. Detection of the glass relaxation process of the PS-phase in block copolymers. *Polymer*, 2002, vol. 43, no. 8, pp. 2467–2478.
25. Ellul M.D., Patel J., Tinker A.J. Crosslink densities and phase morphologies in dynamically vulcanized TPEs. *Rubber Chemistry and Technology*, 1995, vol. 68, no. 4, pp. 573–582.
26. Pushnitsa A.S., Venediktova M.A., Bolshakov V.A., Vlasov V.V. The influence of styrene thermoplastic elastomers on the structure and properties of peroxide vulcanizates of nitrile butadiene rubber. *Kauchuk i rezina*, 2026, vol. 85, no. 2, pp. 86–93. DOI: 10.47664/0022-9466-2026-85-2-86-93.
27. Soloviev M.E., Pushnitsa A.S., Vlasov V.V. Modeling of Vulcanization Kinetics and Deformation–Strength Properties of Peroxide Vulcanizates of Nitrile–Butadiene Rubbers. *Polymer Science, Series B*, 2024, vol. 66, no. 6, pp. 798–807.
28. Voronchikhin V.D. *Scientific and practical foundations for the modification of elastomeric materials*: thesis, Dr Sc. (Tech.). Voronezh, 2024, 350 p.

29. Kurshev E.V., Lonsky S.L., Deev I.S. Application of scanning electron microscopy and X-ray spectral microanalysis for the investigation of non-metallic composite materials. *Proc. VIII All-Rus. Conf. on Testing and Investigation of Material Properties «TestMat» on Theme «Investigation of structural materials and functional coatings using optical, scanning, and transmission electron microscopy, as well as X-ray diffraction and X-ray spectral microanalysis methods»*: in 2 parts. Moscow: VIAM, 2016, part 2, pp. 1–13.
30. Wenjing L., Wolfgang B. Imaging of CNTs in a polymer matrix at low accelerating voltages using a SEM. *Carbon*, 2011, vol. 49 (12), pp. 3891–3898. DOI: 10.1016/j.carbon.2011.04.017.
31. Butler H.J., Joy D.C., Bradley G.F., Krause S.J. Low-voltage scanning electron microscopy of polymers. *Polymer*, 1995, vol. 36 (9), pp. 1781–1790. DOI: 10.1016/0032-3869(94)00373-V.
32. Shitov R.O., Kitaeva N.S., Shiryakina Yu.M., Kurshev E.V. Research of influence of modifiers of varied nature on the thermo-oxidative stability of a model silicone binder. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), pp. 19–28. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-19-28.
33. Tkachuk A.I., Kurshev E.V., Lonskii S.L., Lyubimova A.S. Modification of epoxy binders with multi-walled carbon nanotubes. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), pp. 63–76. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-63-76.
34. Deev I.S., Kobets L.P. Structure formation in filled thermosetting polymers. *Kolloidnyy zhurnal*, 1999, vol. 61, no. 5, pp. 650–660.
35. Deev I.S., Kobets L.P. Investigation of the microstructure and fracture characteristics of epoxy polymers and composite materials based on them. *Materialovedenie*, 2010, no. 5, pp. 8–16.
36. Grassie N., Heaney A. Thermal degradation of polybutadiene. *Journal of Polymer Science: Polymer Letters Edition*, 1974, vol. 12, no. 2, pp. 89–94.

Информация об авторах

Пушница Анна Сергеевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Венедиктова Мария Анатольевна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 01.10.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.10.2026.
The article was submitted 01.10.2026; approved and accepted for publication after reviewing 08.10.2026.

Обзорная статья

УДК 621.315.616.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-103-117

ФТОРКАУЧУКИ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ РЕЗИНОВЫХ СМЕСЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ТОПЛИВНЫХ СИСТЕМАХ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ (обзор)Г.Р. Аляутдинова¹, А.А. Евдокимов¹, В.Д. Ворончихин¹, М.А. Венедиктова¹, А.В. Сергеев¹

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

Аннотация. Приведен обзор научно-технической литературы в области фторкаучуков, наиболее перспективных для изготовления резиновых смесей, которые используются в топливных системах авиационной техники, эксплуатируемых при повышенных температурах в контакте с топливами и маслами. Выявлено, что наиболее термостойким типом каучуков является перфторкаучук, температура эксплуатации которого может достигать 315 °С. Установлено, что в РФ наиболее перспективны марки фторкаучуков производства АО «ГалоПолимер» и ФГУП «НИИСК».

Ключевые слова: фторкаучук, резиновая смесь, топливная система, авиационная техника, гетероцепные фторкаучуки, карбоцепные фторкаучуки, перфторкаучук

Для цитирования: Аляутдинова Г.Р., Евдокимов А.А., Ворончихин В.Д., Венедиктова М.А., Сергеев А.В. Фторкаучуки, используемые для разработки резиновых смесей, применяемых в топливных системах авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 103–117. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-103-117.

Review article

FLUOROELASTOMERS USED FOR THE DEVELOPMENT OF RUBBER COMPOUNDS APPLIED IN AIRCRAFT FUEL SYSTEMS (review)G.R. Alyautdinova¹, A.A. Evdokimov¹, V.D. Voronchikhin¹, M.A. Venediktova¹, A.V. Sergeev¹

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 provides a review of scientific and technical literature on fluoroelastomers that are most promising for manufacturing rubber compounds used in aircraft fuel systems operated at elevated temperatures in contact with fuels and oils. It has been revealed that perfluoroelastomers are the most heat-resistant type of rubber, the service temperature of which can reach 315 °C. It has been established that in the Russian Federation, the most promising grades of fluoroelastomers are produced by JSC «HaloPolymer» and FSUE «Research Institute of Synthetic Rubber» (FSUE «SRIIRS»).

Keywords: fluoroelastomer, rubber compound, fuel system, aviation equipment, heterochain fluoroelastomers, carbochain fluoroelastomers, perfluoroelastomer

For citation: Alyautdinova G.R., Evdokimov A.A., Voronchikhin V.D., Venediktova M.A., Sergeev A.V. Fluoroelastomers used for the development of rubber compounds applied in aircraft fuel systems (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 103–117. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-103-117.

Введение

За последние годы требования к резинам, используемым при изготовлении различных силовых установок, возросли [1, 2]. Бурное развитие высокоскоростной авиации, ракетной техники, ядерной энергетики и других отраслей промышленности привело к широкому использованию в качестве смазок, теплоносителей и компонентов топлив высокоагрессивных масел (диэфирных, силоксановых), сильных окислителей (дымящая азотная кислота, высококонцентрированная перекись водорода и др.). Все эти химические соединения быстро, особенно при высоких температурах, разрушают резины авиационного назначения, что приводит к преждевременному выходу из строя изделий из них, сокращению срока эксплуатации и длительности межремонтного интервала.

Одним из способов повышения стойкости резин в указанных условиях эксплуатации является применение в качестве полимерной основы фторкаучуков, выдерживающих воздействие высоких температур и агрессивных сред.

Фторкаучуками принято называть каучуки с главной цепью, состоящей из углерода, в макромолекуле которой присутствует существенная доля атомов фтора. Как правило, фторкаучуки являются сополимерами винилиденфторида с другими фторолефинами [3–5].

Фторкаучуки применяются для разработки различных материалов функционального назначения: эластомерных композиций [6], герметизирующих материалов, в том числе выполняющих вспомогательную функцию при изготовлении ответственных изделий [7], огнезащитных материалов авиационного назначения [8], гидрофобизирующих добавок [9], гидрофобных [10] и других материалов [11].

Присутствие значительного количества фтора в молекуле таких каучуков придает им особые свойства, такие как термо- и агрессивностойкость, а в ряде случаев негорючесть [12–15]. Фтор – самый химически активный из всех галогенов элемент, во всех соединениях является электроотрицательным. Высокая электроотрицательность приводит к большой плотности электронов в его атомах, что обуславливает высокую химическую стойкость соединений с углеродом. Помимо этого, атомы фтора, имея малый атомный радиус (0,064 нм) по сравнению с радиусами атомов других галогенов, могут компактно располагаться (до четырех атомов) у углерода, экранируя его в соединениях от различного воздействия [6, 16]. Эти факторы делают связь C–F энергетически прочной, причем прочность повышается с увеличением количества присоединенных атомов фтора. Энергия связи внутримолекулярных сил между атомами C и F (от 394 до 504 кДж/моль) [17, 18] существенно выше энергии связи C–C (~336 кДж/моль) в углеводородах [19].

В данной работе подробно рассмотрены виды фторкаучуков, наиболее применимые для изготовления резиновых смесей, которые используются в топливных системах авиационной техники, эксплуатируемых при повышенных температурах в контакте с топливами и маслами.

Результаты и обсуждение

Отличительной особенностью фторкаучуков от других типов каучуков является прежде всего большее разнообразие химического строения. По строению основной цепи фторкаучуки можно разделить на гетероцепные, основная молекулярная цепь которых состоит из атомов различной природы, и карбоцепные, содержащие в основной молекулярной цепи преимущественно атомы углерода [20, 21].

Среди *гетероцепных фторкаучуков* следует выделить прежде всего фторсилоксановые, фторфосфазеновые, нитрозокаучуки, фтортриазиновые и фторсодержащие полиуретаны [22].

Молекулы *фторсилоксановых каучуков* состоят из фторсодержащих звеньев, обеспечивающих устойчивость к углеводородным средам, и диметилсилоксановых звеньев, придающих морозостойкость. Благодаря наличию винильных групп каучук способен эффективно вулканизоваться органическими пероксидами. Увеличение в каучуке фторсилоксановых звеньев повышает устойчивость резин на их основе к углеводородам. Резины из фторсилоксановых каучуков устойчивы к неполярным окислителям (кислород, озон). Однако резины из них, как и из всех других силоксановых каучуков, разрушаются при контакте с полярными реагентами – кислотами, основаниями. По теплостойкости фторсилоксановые каучуки уступают как карбоцепным фторкаучукам, так и обычным силоксанам. Их применение обосновано, когда к материалу предъявляют совместные требования по высокой морозо- и топливостойкости [23]. Температурный интервал эксплуатации – от -60 до $+200$ °С. Структурная формула фторсилоксановых каучуков представлена на рис. 1.

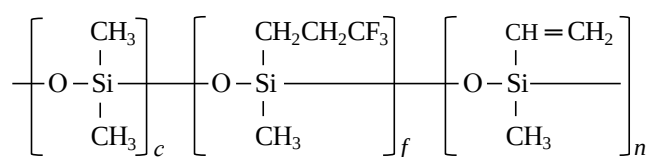


Рис. 1. Фторсилоксановые каучуки

Фторфосфазеновые (фторфосфонитрильные) каучуки используют для изготовления вулканизатов, к которым предъявляют повышенные требования по стойкости к действию кислот, оснований, растворителей и сильных окислителей. Морозостойкость таких каучуков доходит до -60 °С и ниже, а теплостойкость – до 200 – 250 °С. Структурная формула фторфосфазеновых каучуков представлена на рис. 2.

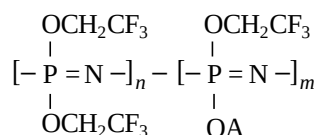


Рис. 2. Фторфосфазеновые каучуки

Как и в случае с фторсилоксановыми каучуками, в структуру фторфосфазеновых каучуков вводят двойные связи для придания способности к вулканизации. Саму стадию вулканизации проводят с использованием органических пероксидов при температуре до 160 °С [24].

Несмотря на то что фторфосфазеновые каучуки обладают уникальным сочетанием морозо-, тепло- и агрессивностойкости и безусловно представляют собой перспективный материал, их синтез является сложным и энергозатратным процессом, в связи с чем их широкое использование при изготовлении резинотехнических изделий (РТИ) затруднено [3–5].

Нитрозокаучуки вследствие высокой химической устойчивости не вулканизируются никакими реагентами. Для обеспечения возможности вулканизации в их полимерные цепи вводят звенья, содержащие карбоксильную группу. Наиболее эффективны группы $-\text{COOH}$, присоединенные к атому азота основной цепи через перфторалкиленовую группу. Для получения такой структуры в качестве третьего мономера используют хлорангидрид нитрозодифторуксусной кислоты ClCOCF_2NO , а в полученном каучуке

хлорангидридные группы гидролизуют до карбоксильных. Однако термическая устойчивость такого каучука низкая и ограничивается температурой $\sim 150^\circ\text{C}$ [3–5].

Наиболее приемлемы нитрозокаучуки, получаемые с использованием в качестве третьего мономера γ -нитрозоперфтормасляной кислоты (рис. 3).

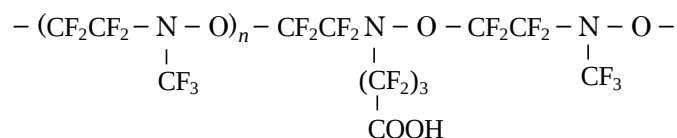


Рис. 3. γ -нитрозоперфтормасляная кислота

Каучуки такого типа вулканизируются трифторацетатом хрома $(\text{CF}_3\text{COO})_3\text{Cr}$ путем обменной реакции. Полученные таким образом резины обладают высокой стойкостью к действию различных агрессивных жидких и газовых сред, повышенной огнестойкостью и работоспособностью в температурном интервале от -50 до $+150^\circ\text{C}$. Однако соединения, образующиеся при вулканизации трифторуксусной кислоты, вызывают коррозию пресс-форм и контактирующих с резинами металлических деталей. Использование вместо трифторацетата хрома других агентов вулканизации, при применении которых не выделяются агрессивные вещества (например, эпоксидные смолы, олигобутидиен с концевыми изоцианатными группами, аминокислоты), нецелесообразно, поскольку полученные резины обладают значительно худшими свойствами.

Таким образом, нитрозокаучуки являются неперспективным материалом, и разработка составов эластомерных материалов с их применением в настоящее время прекращена [3–5]. Реакция получения нитрозокаучуков представлена на рис. 4.

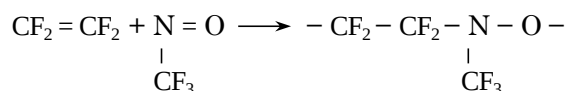


Рис. 4. Получение нитрозокаучуков сополимеризацией тетрафторэтилена с трифторнитрозометаном

Фтортриазиновые каучуки стойки к действию сильных кислот – азотной, серной, соляной, но разрушаются под действием воды и оснований, включая аммиак. Верхний температурный предел эксплуатации данного типа каучука может превышать 350°C . Минимальная температура сохранения эластичности зависит от химического строения группы R_{OF} и может достигать -50°C , если эта группа содержит не менее двух атомов кислорода, соединенных цепочками из не менее чем трех-четырех групп CF_2 . Если в качестве группы R_{OF} выступает перфторалкилен, содержащий менее пяти атомов углерода, то триазиновый полимер представляет собой жесткий пластик. Структурная формула фтортриазиновых каучуков представлена на рис. 5.

Получение таких каучуков связано со сложным многостадийным синтезом, поэтому их практическое применение в ближайшем будущем маловероятно [3–5].

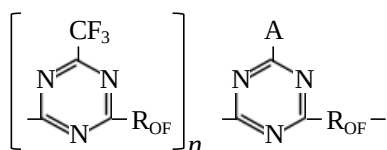


Рис. 5. Фтортриазиновые каучуки

Фторсодержащие полиуретаны обладают широким температурным интервалом эксплуатации – морозостойкостью до $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ и теплостойкостью до $260\text{ }^{\circ}\text{C}$ [25]. В процессе полимеризации, например, оксетанов под действием комплексного борфторидного катализатора получают олигомер фторсодержащего полиуретана (рис. 6).

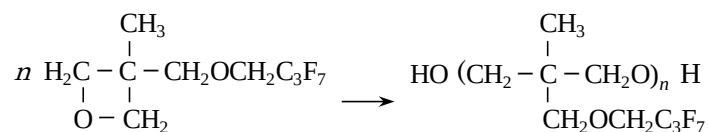


Рис. 6. Получение олигомера фторсодержащего полиуретана

В результате взаимодействия с метилendi(4-циклогексил)диизоцианатом, многоатомным спиртом в качестве сшивающего агента и дилауринатом дибутилолова в качестве катализатора получается мягкий полиуретановый каучук с температурой стеклования $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$, не разлагающийся при температуре до $260\text{ }^{\circ}\text{C}$ (начало разложения при $275\text{ }^{\circ}\text{C}$), устойчивый к воде, метанолу, толуолу, бензину, 20%-ному раствору гидроксида натрия, диметилформамиду, набухающий в тетрагидрофуране или фреоне-113 [3–5]. Недостатками данного типа каучуков являются сложность синтеза и, как следствие, высокая стоимость получаемых продуктов.

Карбоцепные фторкаучуки имеют практически монопольное положение на рынке фторсодержащих каучуков [20]. Все разнообразие карбоцепных фторкаучуков получают сополимеризацией двух или более основных мономеров, представленных в табл. 1.

Таблица 1

Классификация мономеров, используемых при получении карбоцепных фторкаучуков [3–5]

Мономер	Структурная формула
Винилиденфторид	$\text{CF}_2=\text{CH}_2$
Гексафторпропилен	$\text{CF}_3-\text{CF}=\text{CF}_2$
Тетрафторэтилен	$\text{CF}_2=\text{CF}_2$
Перфторметилвиниловый эфир	$\text{CF}_3-\text{O}-\text{CF}=\text{CF}_2$
Перфторалкоксиалкилвиниловые эфиры	$\text{F}(\text{CF}_2)_n\text{OR}-\text{O}-\text{CF}=\text{CF}_2$
Пропилен	$\text{CH}_3-\text{CH}=\text{CH}_2$
Этилен	$\text{CH}_2=\text{CH}_2$
Трифторхлорэтилен	$\text{CFCl}=\text{CF}_2$

Классификация карбоцепных фторкаучуков представлена в табл. 2.

По способности к вулканизации карбоцепные фторкаучуки можно разделить на три вида:

- для аминной или диольной вулканизации, не содержащие специальных атомов или групп, но включающие группировку $-\text{CF}_2-\text{CH}_2-\text{CF}(\text{CF}_3)-\text{CF}_2-$;
- для пероксидной вулканизации, содержащие атомы хлора, брома или йода;
- содержащие циангруппы CN , вулканизованные тетрафенилолом или 1,1,1,3,3,3-гексафторпропаном.

Сополимеры винилиденфторида, как и все карбоцепные фторкаучуки, практически не растворяются в алифатических и ароматических углеводородах, спиртах, высших органических кислотах, высших кетонах и высших сложных эфирах, что обусловлено внутри- и межмолекулярным взаимодействием и особой природой атома фтора.

Устойчивость карбоцепных фторкаучуков к действию серной, соляной и азотной кислот сохраняется при температурах до 80–100 °С. При более высоких температурах концентрированные серная и азотная кислоты могут окислять фторкаучуки. Резины из карбоцепных фторкаучуков с увеличенным (до 69–71 %) содержанием фтора более устойчивы к действию высокой температуры и агрессивных сред.

Таблица 2

Классификация карбоцепных фторкаучуков

Тип	Группа	Номер группы	Характерные свойства	Примеры
Сополимеры ВФ	Двойные сополимеры (диполимеры) ВФ и ГФП	1	Рабочая температура от –20 до +250 °С; устойчивы к кислотам, окислителям и углеводородам; неустойчивы к органическим и неорганическим основаниям	СКФ-26, Viton A, Tecnoflon NM
	Диполимеры ВФ и ГФП с мономером для пероксидной вулканизации	1В	Те же, но более устойчивы к кислотам и перегретому пару	СКФ-26В, Viton E
	Тройные сополимеры (триполимеры) ВФ, ГФП и ТФЭ	2	Те же, но обладают повышенной теплоустойчивостью и стойкостью к углеводородам	СКФ-264, Viton B, Viton F
	Триполимеры ВФ, ГФП и ТФЭ с мономером для пероксидной вулканизации $\text{CF}=\text{CF}(\text{CF}_2)_2\text{Br}$, $\text{CF}_2=\text{CFBr}$, $\text{CF}_2=\text{CHBr}$, йодсодержащим и др.	2В	Те же, но обладают повышенной устойчивостью к органическим кислотам и перегретому пару	СКФ-264В, Viton GF
	Сополимеры ВФ и ТФХЭ	3	Рабочая температура от –20 до +180 °С; устойчивы к углеводородам и растворам щелочей; неустойчивы к органическим основаниям	СКФ-32
	Сополимеры ВФ и ПФАВЭ	4	Рабочая температура от –50 до +250 °С; устойчивы к кислотам, окислителям и углеводородам; неустойчивы к основаниям и кетонам	СКФ-260В, Viton GLT
Перфторкаучуки	Сополимеры ТФЭ, ПФМВЭ (могут содержать другие ПФАВЭ) и мономера для вулканизации	5	Рабочая температура от –10 до +315 °С; устойчивы практически ко всем химическим средам	Karles, Неофтон
Сополимеры перфторалкена и углеводородного мономера	Сополимеры ТФЭ с пропиленом (или с ВФ в качестве третьего мономера). Сополимеры этилена и ГФП	6	Рабочая температура от –10 до +230 °С; устойчивы к пару, кислотам, ароматическим аминам и окислителям; менее устойчивы к углеводородам; неустойчивы к кетонам и эфирам; обладают высокими диэлектрическими характеристиками	Aflas, Viton TBR
	Сополимеры этилена с ТФЭ и ПФАВЭ	7	Те же, но обладают улучшенной морозостойкостью	Viton ETP
Примечание. ВФ – винилиденфторид; ГФП – гексафторпропилен; ТФЭ – тетрафторэтилен; ТФХЭ – трифторхлорэтилен; ПФАВЭ – перфторалкоксилалкилвиниловые эфиры; ПФМВЭ – перфторметилвиниловый эфир.				

Особенностью карбоцепных фторкаучуков группы 1 является химическая реактивность к действию органических и неорганических оснований и других нуклеофильных реагентов. При действии аммиака, аминов, щелочей, меркаптанов (тиолов), сероводорода резины из них меняют структуру с потерей присущих им положительных качеств, а при длительном воздействии – разрушаются и полностью теряют эластические свойства. Это связано со специфической реакционной способностью карбоцепных фторкаучуков, включающих группы CH_2 в окружении фторсодержащих групп.

Сополимеры винилиденфторида с гексафторпропиленом и трифторхлорэтиленом растворяются в низших кетонах (ацетоне, метилэтилкетоне, метилизобутилкетоне), низших сложных эфирах (этилацетате) и некоторых низших простых эфирах (тетрагидрофуране, диоксане, диглиме, метил-трет-бутиловом эфире).

Следствием меньшего содержания атомов водорода в тройных карбоцепных фторкаучуках (группа 2) в сравнении с двойными сополимерами является пониженная ионная реакционная способность, что снижает эффективность гетеролитической вулканизации. Эта же причина приводит к повышению стойкости резин из них к агрессивным средам. Накопление остаточной деформации резинами из них выше, чем резинами из двойного сополимера.

В промышленности выпускаются фторкаучуки группы 1 с широким диапазоном вязкости по Муни: от 10 до 160 усл. ед. при 100°C . Каучуки с вязкостью 10–30 усл. ед. используют главным образом в качестве добавок для регулирования вязкости резиновых смесей из высокомолекулярных фторкаучуков. Низковязкие каучуки легко формуются, шприцуются, но при смешивании на вальцах могут прилипать к валкам. Высоковязкие фторкаучуки имеют значительно меньшую текучесть при формовании, особенно при шприцевании, но резины из них обладают более высокой прочностью, сопротивлением накоплению остаточной деформации в напряженном состоянии при высоких температурах, выдавливанию [3–5]. Структурные формулы представителей карбоцепных фторкаучуков приведены на рис. 7–10.

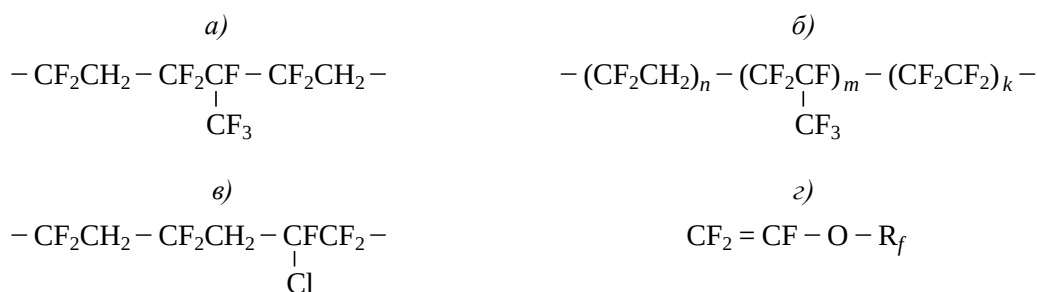


Рис. 7. Сополимеры винилиденфторида с гексафторпропиленом (а), гексафторпропиленом и тетрафторэтиленом (б), трифторхлорэтиленом (в) и перфторалкилвиниловым эфиром (г)

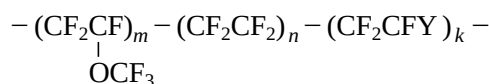


Рис. 8. Сополимеры тетрафторэтилена, перфторметилвинилового эфира и мономера для вулканизации

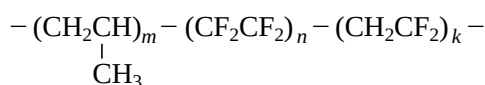


Рис. 9. Сополимеры тетрафторэтилена с пропиленом (или винилиденфторидом в качестве третьего мономера)

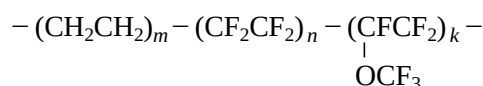


Рис. 10. Сополимеры этилена с тетрафторэтиленом и перфторалкоксиалкилвиниловым эфиром

Для осуществления пероксидной вулканизации сополимеров перфторалкоксиалкилвинилового эфира необходимо присутствие в полимерной молекуле 0,5–1,5 % брома или йода.

Температура стеклования сополимеров винилиденфторида и гексафторпропилена (содержание фтора 65 %) находится на уровне $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. С увеличением содержания фтора в каучуке температура стеклования повышается. Температура стеклования тройных сополимеров винилиденфторида, гексафторпропилена и тетрафторэтилена, содержащих 67 % фтора, составляет $-17\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это обуславливается прежде всего сильным межмолекулярным взаимодействием за счет связей Н–F (типа водородных), а также высоким энергетическим барьером вращения относительно связи С–С (из-за большого размера атомов фтора по сравнению с атомами водорода и водородных связей).

Перфторкаучуки относятся к классу соединений, в которых у атомов углерода в основной цепи в качестве заместителей содержатся только атомы фтора (не считая связей с другими атомами С и О в перфторалкоксигруппах). Перфторкаучуки (рис. 11) представляют собой сополимеры тетрафторэтилена с перфторированными винилалкиловыми эфирами.

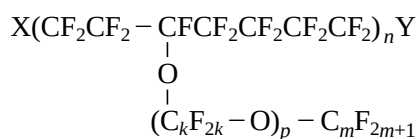


Рис. 11. Перфторкаучуки

Перфторкаучуки обладают уникальной устойчивостью к химическим воздействиям. Они нерастворимы и не набухают практически во всех растворителях (спиртах, простых и сложных эфирах, кетонах, ароматических аминах, фосфорных эфирах и др.). Исключение составляют некоторые фреоны. По этой причине резины на основе перфторкаучуков используются в изделиях, в которых необходима экстремально высокая химическая устойчивость. Отличительной особенностью перфторкаучуков от карбоцепных фторкаучуков других групп является самая высокая теплостойкость. Рабочая температура их вулканизатов составляет от -10 до $+315\text{ }^{\circ}\text{C}$. В то же время, несмотря на очевидные преимущества, основным сдерживающим фактором их широкого использования при изготовлении РТИ является их высокая стоимость [26].

Сополимеры тетрафторэтилена с пропиленом имеют температуру стеклования в интервале от -40 до $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Но при этом они теряют эластичность при температурах, близких к $0\text{ }^{\circ}\text{C}$. Увеличение содержания пропилена в составе каучука способствует снижению температуры стеклования, так как нарушается плотная упаковка полимерных цепей и облегчается их подвижность. Высокая температура стеклования перфторкаучуков, не содержащих атомов водорода из-за отсутствия водородных связей, является следствием плотной упаковки групп CF_2 за счет большого размера атомов фтора и высокого энергетического барьера вокруг связи С–С.

Температура стеклования фторкаучуков, содержащих в полимерной молекуле боковые перфторэфирные группы, может составлять от -60 до $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ в зависимости от

количества атомов кислорода в таких группах. Увеличение содержания кислорода в составе макромолекулы полимера способствует снижению температуры стеклования.

Для всех видов гетероцепных и карбоцепных фторкаучуков при эксплуатации в условиях повышенных температур можно отметить, что при 150–180 °С никаких изменений не происходит. С повышением температуры от фторкаучуков, содержащих группы $-\text{CFX}-\text{CH}_2-$ (X – F, Cl или CF_3), начинает отщепляться фтороводород. Оксиды металлов, например MgO, эту реакцию катализируют [3–5]. В присутствии оксидов магния, кальция или свинца до температур ~300 °С фтороводород не выделяется в атмосферу, а связывается в прочные фториды металлов. От перфторкаучуков фтороводород не отщепляется, так как они не содержат атомов водорода.

При температурах ~(320–350) °С начинается более глубокое разложение всех фторкаучуков. Каучуки – сополимеры винилиденфторида – при длительном нагревании претерпевают дегидрофторирование и деструкцию с образованием летучих, жидких и твердых нелетучих продуктов, имеющих химическое строение фрагментов молекулы каучука. Соплимеры трифторхлорэтилена разлагаются более интенсивно, сополимеры тетрафторэтилена с пропиленом – менее активно. Перфторкаучуки начинают интенсивно разлагаться при температурах >(350–380) °С. В реакции разложения преобладает деполимеризация с выделением мономеров и олигомеров.

При температурах >450 °С, так же как и при горении на воздухе с внешним источником пламени (сами фторкаучуки горения не поддерживают), происходит разложение вулканизата с образованием набора токсичных продуктов, среди которых обнаружены фторфосген, фтороводород, трифторметан (фтороформ) [14, 15, 27]. Поэтому фторкаучуки следует оберегать от перегрева и попадания в открытое пламя.

Среди российских производителей фторкаучуков можно выделить такие компании, как АО «ГалоПолимер» (ООО «ГалоПолимер Кирово-Чепецк», АО «ГалоПолимер Пермь») и ФГУП «Ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени научно-исследовательский институт синтетического каучука имени академика С.В. Лебедева» (ФГУП «НИИСК»).

В настоящее время АО «ГалоПолимер» является одним из основных центров не только производства, но и разработок современных российских фторполимеров и фторированных сополимеров. Фторкаучуки, разработанные АО «ГалоПолимер», представлены в табл. 3. Переработка изделий из таких резин осуществляется методом прессования, экструзией и литьем под давлением.

Таблица 3

Фторкаучуки производства АО «ГалоПолимер» [28–39]

Каучук	Композиция	Содержание фтора, % (по массе)	Описание
СКФ-26	Сополимер ВФ и ГФП	66–67	Фторкаучук, применяемый в термо-, масло-, бензо-, озono-, кислородо-, атмосферно-, кислото-, износо- и химически стойких, высокопрочных, негорючих резинах, антикоррозионных, электроизоляционных изделиях, работающих в температурном диапазоне от –20 до +250 °С. Вулканизуется бисфенолами и аминами
СКФ-32	Сополимер ВФ и ТФХЭ	54–55	Фторкаучук, применяемый в термо-, масло-, бензо-, озono-, кислородо-, атмосферно-, кислото-, износо- и химически стойких, высокопрочных, негорючих резинах, антикоррозионных, электроизоляционных изделиях, работающих в температурном диапазоне от –20 до +200 °С. Вулканизуется аминами и пероксидами

Каучук	Композиция	Содержание фтора, % (по массе)	Описание
Элафтор 2000, Элафтор 2001HV	Сополимер ВФ и ГФП	66–67	Фторкаучук, применяемый для изготовления РТИ, работающих в широком диапазоне температур (от –15 до +250 °С) в агрессивных средах, кроме полярных растворителей (кетонов, сложных эфиров и др.). Вулканизуется бисфенолами
Элафтор 3032, Элафтор 3061	Триполимер ВФ, ТФЭ и ГФП	68–69	Фторкаучук, обладающий улучшенной химической стойкостью. Используется для изготовления РТИ, работающих в широком диапазоне температур (от –15 до +250 °С) в агрессивных средах, кроме полярных растворителей (кетонов, сложных эфиров и др.). Вулканизуется бисфенолами и аминами
Элафтор 7005	Триполимер ВФ, ТФЭ и ГФП с функциональной группой (CSM)	70–71	Обладает самой высокой химической стойкостью среди фторкаучуков и отличными уплотнительными свойствами. Используется для изготовления РТИ, работающих в широком диапазоне температур (от –15 до +230 °С) в любых агрессивных средах, кроме полярных растворителей (кетонов, сложных эфиров и др.). Вулканизуется пероксидами
Элафтор 8000	Триполимер ВФ, ПФМВЭ и ТФЭ с функциональной группой (CSM)	64	Фторкаучук с интервалом рабочих температур от –30 до +200 °С. Применяется для изготовления РТИ и других изделий, работающих в контакте с неорганическими кислотами, разбавленными щелочами и другими агрессивными веществами, а также в среде воздуха, пара, масел, бензина, органических растворителей, за исключением полярных (кетонов, сложных эфиров и др.). Вулканизуется пероксидами
Элафтор 1000Р	Сополимер ТФЭ и ПФМВЭ с функциональной группой (CSM)	72	Полностью фторированный каучук, обладающий уникальной химической стойкостью. Применяется для изготовления РТИ, работающих в широком диапазоне температур (от –15 до +230 °С) в агрессивных средах, включая полярные растворители, пар, горячую воду и амины. Вулканизуется пероксидами
Элафтор 1000	Сополимер ТФЭ и ПФМВЭ с функциональной группой (CSM)	72	Полностью фторированный каучук, применяемый для изготовления РТИ, работающих при экстремально высоких (до 315 °С) температурах в агрессивных средах, включая полярные растворители, пар, горячую воду и амины. Вулканизуется триазинами
Примечание. ВФ – винилиденфторид; ГФП – гексафторпропилен; ТФЭ – тетрафторэтилен; ТФХЭ – трифторхлорэтилен; ПФМВЭ – перфторметилвиниловый эфир; CSM (Cure Site Monomer) – мономер-модификатор; РТИ – резинотехнические изделия.			

Другим крупнейшим научным и опытно-производственным центром, в котором сосредоточены фундаментальные и прикладные исследования, проводимые в России в области каучуков и материалов на их основе, является ФГУП «НИИСК», продукция которого представлена в табл. 4.

В настоящее время имеется тенденция к более активному использованию способов переработки фторкаучуков с увеличенной производительностью, таких как трансферное литье, экструзия и др. Фторкаучуки с повышенным содержанием фтора наиболее применимы в ряде изделий благодаря улучшенной топливной стойкости, стойкости в современных маслах и пониженному коэффициенту трения [43, 44].

Таблица 4

Фторкаучуки производства ФГУП «НИИСК» [40–42]

Каучук	Содержание фтора, % (по массе)	Применение
Крифтон-1 (СКФ-260В)	64	Термо-, агрессивостойкий фторводородсодержащий каучук, работоспособный в интервале температур от –35 до +250 °С. Переработка изделий осуществляется методами прессования, шприцевания, каландрования и литья под давлением. Вулканизуется пероксидами
Неофтон	70–73	Перфторированный каучук, обладающий высокой термо- и агрессивостойкостью. Применяется для изготовления резинотехнических изделий, работающих в широком диапазоне температур – от –18 до +300 °С. Переработка изделий осуществляется методами шприцевания, каландрования и прессования. Вулканизуется пероксидами или аминофенольными вулканизирующими агентами

Заключения

В результате анализа научно-технической литературы определено, что по строению основной цепи фторкаучуки можно разделить на гетероцепные и карбоцепные.

Среди гетероцепных фторкаучуков наиболее термостойкими являются фтортриазиновые каучуки, верхний температурный предел эксплуатации которых может превышать 350 °С. Однако низкая стойкость к полярным растворителям (разрушаются под действием воды и оснований, включая аммиак) и сложный многостадийный синтез делают их практическое применение в ближайшем будущем маловероятным.

Среди карбоцепных фторкаучуков наиболее термостойкими являются перфторкаучуки, представляющие собой сополимеры тетрафторэтилена с перфторированными винилалкиловыми эфирами, температура эксплуатации которых может достигать 315 °С. Они нерастворимы и не набухают практически во всех растворителях (спиртах, простых и сложных эфирах, кетонах, ароматических аминах, фосфорных эфирах и др.), за исключением некоторых видов фреонов. По этой причине этот тип каучуков наиболее перспективен для изготовления резиновых смесей, которые используются в топливных системах авиационной техники, эксплуатируемых при повышенных температурах в контакте с топливами и маслами.

Среди российских производителей фторкаучуков можно выделить такие компании, как АО «ГалоПолимер» и ФГУП «НИИСК», выпускающие прежде всего карбоцепные фторкаучуки.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. Нудельман З.Н. Фторкаучуки: основы, переработка, применение. М.: ПИФ РИАС, 2007. 383 с.
4. Améduri B. The Promising Future of Fluoropolymers // Macromolecular Chemistry and Physics. 2020. Vol. 221. P. 1900573. DOI: 10.1002/macp.201900573.
5. Chen Y., Wu Y., Li J. et al. Fluororubber composites: Preparation methods, vulcanization mechanisms, and the associated properties // Composites Part C: Open Access. 2024. Vol. 14. Art. 100461.
6. Потапова А.И., Боброва И.И., Евдокимов А.А., Венедиктова М.А. Рецептурные приемы создания эластомерных композиций с пониженной горючестью // Труды ВИАМ. 2024. № 1 (131). С. 60–77. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-60-77.

7. Герасимов Д.М., Евдокимов А.А., Вахрушева Я.А., Венедиктова М.А., Коваленко А.В. Исследование влияния вулканизирующих агентов на работоспособность герметизирующего жгутового материала для автоклавного формования ПКМ при повышенных температурах // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 3 (80). С. 74–82. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-74-82.
8. Елисеев О.А., Наумов И.С., Смирнов Д.Н., Брык Я.А. Резины, герметики и огне-теплозащитные материалы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 437–451. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-437-451.
9. Беспалов А.С., Салимов И.Э., Юдин А.В. Придание высоких гидрофобных свойств высокопористому керамическому материалу низкоконтрированными растворами фторпарафина в среде сверхкритического диоксида углерода // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 1 (78). С. 39–48. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-39-48.
10. Бузник В.М. Сверхгидрофобные материалы на основе фторполимеров // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № 1. С. 29–34.
11. 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.
12. Нудельман З.Н. К вопросу о морозостойких фторэластомерах // *Каучук и резина*. 2005. № 1. С. 8–10.
13. Шадринов Н.В. Композиционные материалы на основе бутадиен-нитрильного каучука и сверхвысокомолекулярного полиэтилена для применения в климатических условиях севера: дис. ... д-ра техн. наук. Томск, 2025. 300 с.
14. Голубев А.И., Кондаков Л.А., Овандер В.Б., Гордеев В.В. Уплотнения и уплотнительная техника: справочник. М.: Машиностроение, 1989. 464 с.
15. Елисеев О.А., Чайкун А.М., Бузник В.М. и др. Основные принципы построения рецептур морозостойких резин для изделий, эксплуатируемых в условиях арктического климата // *Перспективные материалы*. 2015. № 11. С. 5–18.
16. Zhao R.P., Yin Zh.G., Zou W. et al. Preparation of High-Strength and Excellent Compatibility Fluorine/Silicone Rubber Composites under the Synergistic Effect of Fillers // *ACS Omega*. 2023. Vol. 8. No. 4. P. 3905–3916.
17. Технология резины: рецептуростроение и испытания / под ред. Дж.С. Дика; пер. с англ. под ред. В.А. Шершнева. СПб.: Научные основы и технологии, 2010. 620 с.
18. Каблов В.Ф., Новопольцева О.М., Спиридонова М.П., Крюкова Д.А. Резины со специальными свойствами: учеб. пособие. Волгоград: ВПИ (филиал) ВолгГТУ, 2020. 128 с.
19. Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. Т. 10: Клеи, герметики, резины, гидрожидкости. Ч. 2: Герметики, резины, гидрожидкости. 276 с.
20. Большой справочник резинщика: в 2 т. М.: Техинформ, 2012. Т. 1: Каучуки и ингредиенты / С.В. Резниченко, Ю.Л. Морозов. 744 с.
21. Фторкаучуки: свойства и применение // Справочник химика 21. URL: <https://chem21.info/info/956999> (дата обращения: 16.07.2026).
22. Новицкая С.П., Нудельман З.Н., Донцов А.А. Фторэластомеры / под ред. А.А. Донцова. М.: Химия, 1988. 240 с.
23. Алифанов Е.В., Чайкун А.М., Наумов И.С., Елисеев О.А. Эластомерные материалы повышенной теплостойкости (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2017. № 2 (50). С. 41–47. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-6-6.
24. Антоновский В.Л., Хурсан С.Л. Физическая химия органических пероксидов. М.: Академкнига, 2003. 391 с.
25. Осовская И.И., Савина Е.В., Левич В.Е. Эластомеры: учеб. пособие. СПб., 2016. С. 48–50.
26. Blair J.A. Fluorocarbon polymers // *Industrial and Engineering Chemistry*. 1971. No. 13. P. 73–93.
27. Махлис Ф.А., Федюкин Д.Л. Терминологический справочник по резине. М.: Химия, 1989. 400 с.
28. Фторкаучуки и латексы // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/product/ftorkauchuki-i-lateksy/> (дата обращения: 16.07.2026).

29. Каучук СКФ-26. СКФ (FKM) // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/product/ftorkauchuki-i-lateksy/skf-fkm/skf-26/> (дата обращения: 16.07.2026).
30. Каучук СКФ-32 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/product/ftorkauchuki-i-lateksy/skf-fkm/skf-32/> (дата обращения: 16.07.2026).
31. Баскин З.Л., Шабалин Д.А., Выражейкин Е.С., Дедов С.А. Ассортимент, свойства и применение фторполимеров Кирово-Чепецкого химического комбината // Российский химический журнал (Журнал Российского химического общества им. Д.И. Менделеева). 2008. Т. LII. № 3. С. 13–23.
32. Элафтор 2000 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/d38/d38d1f8d5ec374c59a05b31ffa061461.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
33. Элафтор 2001HV // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/4e1/4e1b6197646791f8a1aade809d8437a7.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
34. Элафтор 3032 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/048/0484c881b321ef12bd9376bffe0ad5.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
35. Элафтор 3061 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/b48/b4876ae348fc8db6d5aa55cd694a5ff3.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
36. Элафтор 7005 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/b0b/b0b5c1c8e3f1a6084b29dc65dcc0a9e0.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
37. Элафтор 8000 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/6a2/6a2722f0d93ed3b53599eb4dc0d7ac07.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
38. Элафтор 1000P // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/31c/31ceb8f3c6c4991c462a858097cbee97.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
39. Элафтор 1000 // АО «ГалоПолимер»: офиц. сайт. URL: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/f56/f5669647a527f8c453f23205a6446327.pdf> (дата обращения: 16.07.2026).
40. Кριοфтон-1 (СКФ-260 В) // Научно-исследовательский институт синтетического каучука: офиц. сайт. URL: [https://fgupniisk.ru/katalog/ftorkauchuki/kriofton-1-\(skf-260-v\).html](https://fgupniisk.ru/katalog/ftorkauchuki/kriofton-1-(skf-260-v).html) (дата обращения: 16.07.2026).
41. Неофтон // Научно-исследовательский институт синтетического каучука: офиц. сайт. URL: <https://fgupniisk.ru/katalog/ftorkauchuki/neofton.html> (дата обращения: 16.07.2026).
42. Лебедев Н.В., Журавлев М.В., Зозуля Е.А. и др. НЕОФТОН. Новое поколение FFKM материалов // Каучук и резина, 2025: традиции и новации: материалы XIII Всерос. конф. М., 2025. С. 37.
43. Логинов Б.А., Виллемсон А.Л., Бузник В.М. Российские фторполимеры: история, технологии, перспективы. М., 2013. 318 с.
44. Осовская И.И., Новикова А.А. Получение и переработка эластомерных материалов. СПб.: Ризограф ВШТЭ СПбГУПТД, 2017. 126 с.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V. The Role of Next-Generation Materials in Ensuring the Technological Sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
2. Kablov E.N. Next-Generation Materials and Digital Technologies for Their Processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
3. Nudelman Z.N. *Fluororubber: bases, processing, application*. Moscow: PIF RIAS, 2007, 383 p.
4. Améduri B. The Promising Future of Fluoropolymers. *Macromolecular Chemistry and Physics*, 2020, vol. 221, p. 1900573. DOI: 10.1002/macp.201900573.
5. Chen Y., Wu Y., Li J. et al. Fluororubber composites: Preparation methods, vulcanization mechanisms, and the associated properties. *Composites Part C: Open Access*, 2024, vol. 14, art. 100461.
6. Potapova A.I., Bobrova I.I., Evdokimov A.A., Venediktova M.A. Prescription techniques for creating elastomeric compositions with reduced flammability. *Trudy VIAM*, 2024, no. 1 (131), pp. 60–77. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-60-77.

7. Gerasimov D.M., Evdokimov A.A., Vakhrusheva Ya.A., Venediktova M.A., Kovalenko A.V. Investigation of the effect of vulcanizing agents on the performance of sealing harness material for autoclave molding of PCM at elevated temperatures. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 74–82. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-74-82.
8. Eliseev O.A., Naumov I.S., Smirnov D.N., Bryk Ya.A. Rubbers, sealants, fireproof and heat-shielding materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 437–451. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-437-451.
9. Bespalov A.S., Salimov I.E., Yudin A.V. Imparting highly hydrophobic properties to a high-porous ceramic material with low-concentration solutions of fluoroparaffin in a supercritical carbon dioxide environment. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 39–48. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-39-48.
10. Buznik V.M. Superwaterproof materials on the basis of fluoropolymers. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 1, pp. 29–34.
11. 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.
12. Nudelman Z.N. On the issue of frost-resistant fluoroelastomers. *Kauchuk i rezina*, 2005, no. 1, pp. 8–10.
13. Shadrinov N.V. *Composite materials based on butadiene-nitrile rubber and ultra-high-molecular-weight polyethylene for use in northern climatic conditions*: thesis, Dr. Sc. (Eng.). Tomsk, 2025, 300 p.
14. Golubev A.I., Kondakov L.A., Ovander V.B., Gordeev V.V. *Seals and Sealing Technology: A Handbook*. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 464 p.
15. Eliseev O.A., Chaikun A.M., Buznik V.M. et al. Basic principles of formulating frost-resistant rubbers for products operating in Arctic climate conditions. *Perspektivnye materialy*, 2015, no. 11, pp. 5–18.
16. Zhao R.P., Yin Zh.G., Zou W. et al. Preparation of High-Strength and Excellent Compatibility Fluorine/Silicone Rubber Composites under the Synergistic Effect of Fillers. *ACS Omega*, 2023, vol. 8, no. 4, pp. 3905–3916.
17. *Rubber Technology: Compounding and Testing*. Ed. J.S. Dik; trans. from Eng. St. Petersburg: Nauchnye osnovy i tekhnologii, 2010, 620 p.
18. Kablov V.F., Novopoltseva O.M., Spiridonova M.P., Kryukova D.A. *Rubbers with Special Properties*: Textbook. Volgograd: VPI (Branch) of VolgGTU, 2020, 128 p.
19. *Aviation Materials: Handbook in 13 vols*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, vol. 10: Adhesives, Sealants, Rubbers, Hydraulic Fluids. Part 2: Sealants, Rubbers, Hydraulic Fluids, 276 p.
20. *Comprehensive Rubber Handbook*: in 2 vols. Moscow: Tekhninform, 2012, vol. 1: Rubbers and Ingredients, 744 p.
21. Fluororubbers: Properties and Applications. *Chemist's Handbook* 21. Available at: <https://chem21.info/info/956999> (accessed: July 16, 2026).
22. Novitskaya S.P., Nudelman Z.N., Dontsov A.A. *Fluoroelastomers*. Ed. by A.A. Dontsov. Moscow: Khimiya, 1988, 240 p.
23. Alifanov E.V., Chaikun A.M., Naumov I.S., Eliseev O.A. Elastomeric materials with high heat resistance (review). *Trudy VIAM*, 2017, no. 2 (50), pp. 41–47. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-6-6.
24. Antonovskiy V.L., Khursan S.L. *Physical Chemistry of Organic Peroxides*. Moscow: Akademkniga, 2003, 391 p.
25. Osovskaya I.I., Savina E.V., Levich V.E. *Elastomers*: Textbook. St. Petersburg, 2016, pp. 48–50.
26. Blair J.A. Fluorocarbon polymers. *Industrial and Engineering Chemistry*, 1971, no. 13, pp. 73–93.
27. Makhlis F.A., Fedyukin D.L. *Terminological Handbook on Rubber*. Moscow: Khimiya, 1989, 400 p.
28. *Fluororubbers and latices*. Available at: <https://halopolymer.ru/product/ftorkauchuki-i-lateksy/> (accessed: July 16, 2026).

29. SKF-26 rubber. SKF (FKM). Available at: <https://halopolymer.ru/product/ftorkauchuki-i-lateksy/skf-fkm/skf-26/> (accessed: July 16, 2026).
30. SKF-32 rubber. Available at: <https://halopolymer.ru/product/ftorkauchuki-i-lateksy/skf-fkm/skf-32/> (accessed: July 16, 2026).
31. Baskin Z.L., Shabalin D.A., Vyrasheikin E.S., Dedov S.A. Product range, properties, and applications of fluoropolymers from the Kirovo-Chepetsk Chemical Combine. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal (Zhurnal Rossiyskogo khimicheskogo obshchestva im. D.I. Mendeleeva)*, 2008, vol. LII, no. 3, pp. 13–23.
32. Elaftor 2000. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/d38/d38d1f8d5ec374c59a05b31ffa061461.pdf> (accessed: July 16, 2026).
33. Elaftor 2001HV. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/4e1/4e1b6197646791f8a1aade809d8437a7.pdf> (accessed: July 16, 2026).
34. Elaftor 3032. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/048/0484c881b321ef12bd9376bffe0ad5.pdf> (accessed: July 16, 2026).
35. Elaftor 3061. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/b48/b4876ae348fc8db6d5aa55cd694a5ff3.pdf> (accessed: July 16, 2026).
36. Elaftor 7005. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/b0b/b0b5c1c8e3f1a6084b29dc65dcc0a9e0.pdf> (accessed: July 16, 2026).
37. Elaftor 8000. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/6a2/6a2722f0d93ed3b53599eb4dc0d7ac07.pdf> (accessed: July 16, 2026).
38. Elaftor 1000P. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/31c/31ceb8f3c6c4991c462a858097cbee97.pdf> (accessed: July 16, 2026).
39. Elaftor 1000. Available at: <https://halopolymer.ru/upload/iblock/f56/f5669647a527f8c453f23205a6446327.pdf> (accessed: July 16, 2026).
40. Cryophton-1 (SKF-260 V). Available at: [https://fgupniisk.ru/katalog/ftorkauchuki/kriohton-1-\(skf-260-v\).html](https://fgupniisk.ru/katalog/ftorkauchuki/kriohton-1-(skf-260-v).html) (accessed: July 16, 2026).
41. Neophton. Available at: <https://fgupniisk.ru/katalog/ftorkauchuki/neofhton.html> (accessed: July 16, 2026).
42. Lebedev N.V., Zhuravlev M.V., Zozulya E.A. et al. NEOPHTHON. New generation of FFKM materials. *Rubber and rubber, 2025: traditions and innovations: materials of the XIII All-Rus. conf. Moscow, 2025*, p. 37.
43. Loginov B.A., Willemson A.L., Buznik V.M. *Russian fluoropolymers: history, technologies, prospects*. Moscow, 2013, 318 p.
44. Osovskaya I.I., Novikova A.A. *Production and processing of elastomeric materials*. St. Petersburg: Risograph VShTE SPbGUPTD, 2017, 126 p.

Информация об авторах

Аляутдинова Гульнара Ринатовна, техник 1 категории, 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

Ворончихин Василий Дмитриевич, ведущий инженер, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Венедиктова Мария Анатольевна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сергеев Александр Владимирович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Gulnara R. Alyautdinova, First Category Technician, 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

Vasily D. Voronchikhin, Leading Engineer, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 15.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.09.2026.

The article was submitted 15.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 21.09.2026.

Научная статья

УДК 678.067.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-118-132

ВЛИЯНИЕ ПОСТОТВЕРЖДЕНИЯ НА СВОЙСТВА СТЕКЛОПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ БИСМАЛЕИНИМИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО

В.Г. Прокопенков¹, А.Г. Загора¹, А.Л. Шошева¹, Е.В. Долгова¹, А.О. Курносков¹

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

Аннотация. Проведено постотверждение стеклопластика на основе бисмалеинимидного связующего варьированием температуры и времени постотверждения. Определены теплофизические характеристики материала методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и динамического механического анализа (ДМА), а также механические характеристики при испытании на изгиб и межслойный сдвиг. Исследованы смещение пика реакции отверждения, визуальное изменение материала и изменение его механических характеристик при увеличении температуры и времени отверждения. Даны рекомендации по выбору рабочей температуры материала и предложения для дальнейших исследований.

Ключевые слова: полимерный композиционный материал, стеклопластик, термическая обработка, ене-реакция, реакция Дильса–Альдера, пространственная сшивка, ДСК, DMA, изгиб, межслойный сдвиг

Для цитирования: Прокопенков В.Г., Загора А.Г., Шошева А.Л., Долгова Е.В., Курносков А.О. Влияние постотверждения на свойства стеклопластика на основе бисмалеинимидного связующего // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 118–132. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-118-132.

Scientific article

INFLUENCE OF POST-CURING ON PROPERTIES OF GLASS-REINFORCED PLASTICS BASED ON BISMALLEIMIDE BINDER

V.G. Prokopenkov¹, A.G. Zagora¹, A.L. Shosheva¹, E.V. Dolgova¹, A.O. Kurnosov¹

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

Abstract. Post-curing of GFRP based on a bismaleimide binder was carried out by varying the post-curing temperature and time. The thermophysical properties of the material were determined by DSC and DMA methods. The mechanical properties of the material were determined by flexural and interlaminar shear strength (ILSS) tests. The shift of curing reaction peak, visual changes in the material, and changes in its mechanical properties with the increase of the curing temperature and time were studied. Recommendations for selecting the operating temperature of the material and proposals for further research are provided.

Keywords: polymer composite, glass fiber reinforced plastic (GFRP), thermal treatment, ene reaction, Diels–Alder reaction, polymer three-dimensional cross-linking, DSC, DMA, flexure, interlaminar shear strength (ILSS)

For citation: Prokopenkov V.G., Zagora A.G., Shosheva A.L., Dolgova E.V., Kurnosov A.O. Influence of post-curing on properties of glass-reinforced plastics based on bismaleimide binder // *Trudy VIAM*, 2026, no 10 (164), pp. 118–132. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-118-132.

Введение

Переход на полимерные композиционные материалы (ПКМ) взамен металлических – одна из ключевых задач современных авиационной и космической отраслей. Обеспечение технологического развития летательных аппаратов невозможно без внедрения решений на основе ПКМ, позволяющих снизить массу конструкции при сохранении или повышении ее удельной прочности, жесткости и долговечности [1, 2]. С одной стороны, реализуется замена ранее внедренных композиционных материалов на новые, обладающие улучшенными физико-механическими характеристиками, с другой – ведутся работы по разработке новых ПКМ для замены традиционных металлических сплавов элементов планера и двигательных установок [3–6]. В то же время применение ПКМ в качестве конструкционных материалов ограничено термостойкостью полимерной матрицы. При длительной эксплуатации при температуре $>350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в термореактивных связующих начинаются необратимые процессы деструкции и происходит потеря несущей способности, что делает невозможным применение таких материалов в высокотемпературных зонах конструкций. Таким образом, основные современные исследования по применению ПКМ ограничены рабочими температурами до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны стеклопластики и углепластики конструкционного назначения на основе эпоксидных связующих марок ВСЭ-1212 и ВСЭ-34. Рабочая температура новых материалов на основе эпоксидной матрицы не может превышать $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, поэтому разработаны ПКМ на основе полиимидных связующих с рабочей температурой $>300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Стеклопластик марки ВПС-72 и углепластик марки ВКУ-61 на основе расплавного полиимидного связующего марки ВС-51 обладают высокими упруго-прочностными свойствами и сохранением свойств при рабочей температуре $320\text{ }^{\circ}\text{C}$. Однако при переработке связующего ВС-51 и материалов на его основе требуются термостойкие вспомогательные материалы и технологическое оснащение при изготовлении ПКМ. В связи с этим в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны и исследованы бисмалеинимидное связующее марки ВСТ-71 и ПКМ на его основе [7].

Бисмалеинимидные связующие позволяют формировать ПКМ при температурах не более $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим постотверждением без использования специальной оснастки и подачи давления, которое увеличивает температуру стеклования получаемого ПКМ и сохраняет упруго-механические характеристики при повышенных температурах. Термообработка при температурах $>200\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышает температуру стеклования за счет увеличения плотности сшивки полимерной матрицы и стабилизирует механические характеристики пластиков при повышенных температурах. В процессе постотверждения при высоких температурах ($>200\text{ }^{\circ}\text{C}$) активируются реакции полимеризации (в том числе ене-реакция и реакция Дильса–Альдера), что приводит к образованию новых химических связей между макромолекулами, ограничению подвижности сегментов полимерной цепи и, как следствие, повышению температуры стеклования.

Важной задачей является исследование параметров постотверждения ПКМ на основе бисмалеинимидных связующих. Так, слишком небольшая температура воздействия не окажет существенного влияния на композиционный материал, а слишком высокая – может привести к началу реакций термодеструкции. Данная проблематика ранее ограничительно рассмотрена в отечественных и зарубежных научных исследованиях [8–19].

Цель данной работы – изучить влияние параметров постотверждения на свойства стеклопластика на основе бисмалеинимидного связующего. Для достижения этой цели поставлены задачи по исследованию свойств стеклопластиков, постотвержденных по разным температурным режимам, выбору режима, при котором обеспечиваются наилучшие свойства материала, и проведению повторного исследования свойств стеклопластиков, постотвержденных при выбранной температуре за разные временные промежутки.

Материалы и методы

В качестве исследуемого материала применяли стеклопластик марки ВПС-75 на основе бисмалеинимидного связующего марки ВСТ-71 и стеклянной ткани марки Т-10-14. Для изготовления препрега стеклопластика использовали по одной партии каждого из исходных материалов. Плиты стеклопластика, состоящие из 9 слоев препрега каждая, изготавливали методом вакуум-автоклавного формования по единому режиму с конечной температурой формования, равной 200 °С.

Для проведения дальнейших испытаний из плит стеклопластика вырезали заготовки с геометрическими размерами, достаточными для изготовления образцов. Перед проведением постотверждения измеряли толщину и плотность заготовок для исключения фактора влияния разных массовых и объемных долей матрицы и наполнителя на их свойства. Толщину заготовки измеряли микрометром по ГОСТ 6507–90 в центре каждой из ее сторон, плотность – по ГОСТ 15139–69 методом обмера и взвешивания.

Толщина заготовок варьировалась от 1,95 до 2,10 мм, плотность находилась в интервале значений от 1,87 до 1,92 г/см³. Рассчитанные для данных показателей коэффициенты вариации [20], которые характеризуют степень однородности и стабильности свойств композиционного материала, не превышали 2 %, что свидетельствует о качественном контроле процесса формования и достаточно равномерном распределении компонентов пластика (связующего и армирующего наполнителя). Исходя из этого, при рассмотрении результатов исследований и испытаний пренебрегали разницей в соотношении массовых долей компонентов как фактором, оказывающим влияние на исследуемые физико-механические свойства материала.

Параметры постотверждения исследовали путем термической обработки заготовок в камерной печи с точностью поддержания нагрева в камере не более ± 5 °С. Исследование проводили в два этапа: на первом – исследовали влияние температуры постотверждения при фиксированном времени испытания, на втором – выбирали температуру отверждения, варьировали время проведения испытания при данной температуре.

Для обоих этапов исследования перед началом испытания заготовки кондиционировали в течение не менее 24 ч при температуре воздуха 23 ± 5 °С и относительной влажности не более 65 %, затем взвешивали на весах с ценой деления 0,01 г, наибольшим пределом взвешивания 510 г и классом точности II по ГОСТ OIML R 76-1–2011. После завершения испытания образцы выдерживали при тех же условиях и повторно взвешивали на тех же весах. С учетом того, что разность масс каждого из образцов до и после постотверждения составляла не более 0,5 %, потерей масс как фактором, оказывающим влияние на свойства стеклопластика, пренебрегали.

На первом этапе исследовали 15 заготовок. Заготовка под номером 1.1 являлась контрольной и воздействию повышенных температур не подвергалась. Заготовки 1.2–1.15 исследовали в соответствии с параметрами, приведенными в табл. 1, а затем постотверждали в течение 480 ± 5 мин.

Таблица 1

Температура постотверждения образцов стеклопластика

Номер заготовки	1.2	1.3	1.4	1.5	1.6	1.7	1.8
Температура, °С	200	210	220	230	240	250	260
<i>Продолжение</i>							
Номер заготовки	1.9	1.10	1.11	1.12	1.13	1.14	1.15
Температура, °С	270	280	290	300	310	320	330

Для исследования влияния длительности постотверждения на свойства материала из диапазона, приведенного ранее, выбрана температура постотверждения 250 °С. Заготовки стеклопластика подвергали циклической выдержке при температуре 250±5 °С с длительностью одного цикла, равной 8 ч, имитируя таким образом процесс термического старения (табл. 2).

Таблица 2

Длительность постотверждения образцов стеклопластика при температуре 250±5 °С

Номер заготовки	2.1	2.2	2.3	2.4
Количество циклов	2	4	8	16
Общее время отверждения, ч	16	32	64	128

Из всех 19 заготовок изготовлены образцы для проведения дальнейших испытаний. Для всех заготовок проводили единый комплекс испытаний.

Для определения характеристических значений температуры и энтальпии реакции, а также для определения температуры стеклования применяли метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Значения температур и энтальпии реакции определяли по ГОСТ Р 56755–2015 методом сканирования по температуре в диапазоне температур от 50 до 400 °С со скоростью нагрева образцов 10 °С/мин.

Температуру стеклования определяли методом динамического механического анализа (ДМА) по ГОСТ Р 56753–2015. Скорость нагрева при проведении испытаний составляла 5 °С/мин.

Температуру начала термической деструкции отвержденного связующего определяли методом термогравиметрического анализа (ТГА) по ГОСТ 29127–91 со скоростью нагрева образца 10 °С/мин.

Механические характеристики стеклопластика при изгибе определяли по ГОСТ Р 56805–2015 методом А. Для этого из плит стеклопластика вырезали образцы размерами, соответствующими классу III. Испытание проводили при температурах 23±2 °С и 220 °С со скоростью нагружения 3 мм/мин.

Предел прочности при межслойном сдвиге определяли по ГОСТ Р 57745–2017. Испытание проводили при температурах 23±2 °С и 220 °С со скоростью перемещения наконечника 1 мм/мин.

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

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны образцы стеклопластика, подготовленные для проведения испытаний первого этапа исследования.

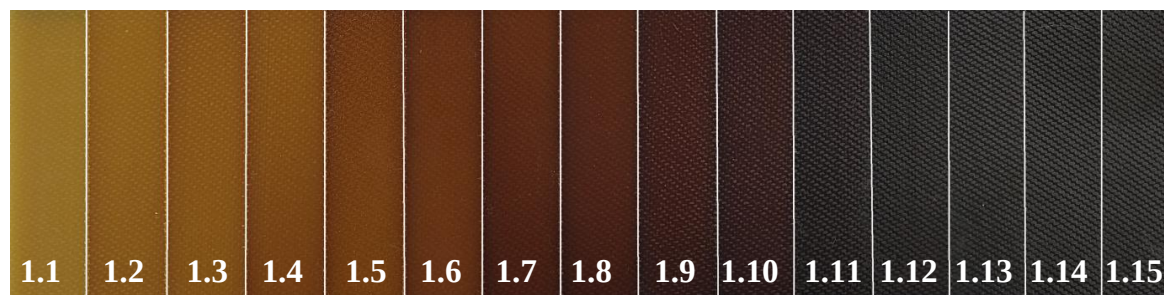


Рис. 1. Вид образцов стеклопластика, изготовленных для испытаний первого этапа. Номер заготовки, из которой изготовлен образец, указан внизу каждого образца

Следует отметить визуальное изменение исследуемых заготовок стеклопластика. Как показано на рис. 1, по мере увеличения температуры постотверждения наблюдается постепенный переход окраски образцов от желтой к темно-коричневой и далее к черной. Данный эффект обусловлен присутствием в составе полимерной сетки бисмалеинимидного связующего ароматических фрагментов, которые при высоких температурах подвергаются термическим и термоокислительным превращениям. При постотверждении активируются побочные реакции, сопровождающиеся образованием сопряженных систем, что приводит к смещению спектра поглощения в видимую область и, как следствие, к потемнению материала. Дополнительный вклад в изменение цвета вносит поверхностное термоокисление под действием кислорода воздуха, при котором формируются окисленные слои, также являющиеся центрами светопоглощения.

Результаты определения теплофизических свойств образцов, подвергнутых постотверждению, представлены в табл. 3: энтальпия реакции и температура пика тепловыделения, определенные методом ДСК; температура стеклования, определенная методом ДМА. Все ДСК-кривые в процессе нагрева показывали схожее поведение. В качестве примера на рис. 2 представлены ДСК-кривые образцов, маркированных 1.1, 1.7 и 1.15.

Таблица 3

Теплофизические свойства образцов стеклопластика

Номер заготовки	Температура стеклования, °C	Энтальпия реакции отверждения, Дж/г	Температура пика реакции отверждения, °C
1.1	226	1,802	299
1.2	230	1,693	302
1.3	232	2,239	307
1.4	235	2,638	304
1.5	242	2,531	313
1.6	257	1,123	315
1.7	263	4,869	311
1.8	278	3,314	314
1.9	284	2,138	311
1.10	297	2,725	320
1.11	308	2,951	321
1.12	327	3,409	317
1.13	331	0,763	325
1.14	332	0,479	330
1.15	340	1,262	330

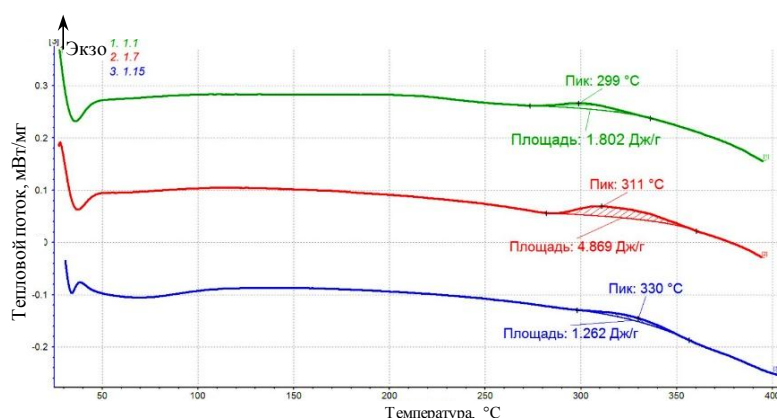


Рис. 2. ДСК-кривые образцов стеклопластиков, маркированных 1.1, 1.7 и 1.15

Видно, что, несмотря на дополнительную термообработку стеклопластиков, при температурах >250 °C регистрируется незначительное тепловыделение, которое характеризуется энтальпией реакции не более 5 Дж/г. При этом по мере возрастания температуры постотверждения на графиках наблюдается смещение температуры пика тепловыделения в область более высоких температур. С учетом того, что температура экстраполированного начала термической деструкции отвержденного связующего ВСТ-71 составляет 424 °C (рис. 3), а масса образцов стеклопластика после проведения ДСК остается неизменной, тепловыделение, наблюдаемое на ДСК-кривых (рис. 2), характеризует реакцию образования новых структурных связей в сетчатой полимерной матрице, а не процесс ее деструкции.

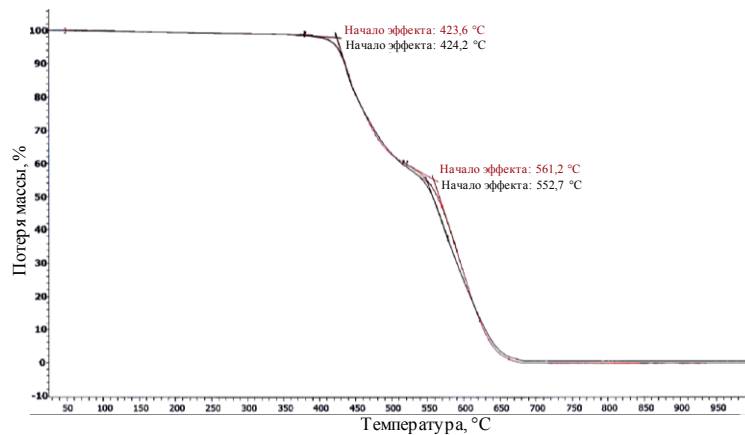


Рис. 3. ТГА-термограмма бисмалеинимидного связующего ВСТ-71

Этот вывод также подтверждается увеличением температуры стеклования стеклопластика, наблюдаемым при возрастании величины температуры постотверждения (табл. 3, рис. 4). Температуру стеклования определяли методом ДМА. ДМА-кривые всех образцов, как и в случае определения методом ДСК, имеют схожее термическое поведение. На рис. 4 представлены графики образцов, маркированных 1.1, 1.7 и 1.15. Следует отметить, что ДМА является предпочтительным методом определения температуры стеклования ПКМ, поскольку фиксирует масштабный отклик физико-механических свойств композитов на нагрев. В то время как методом ДСК можно определить лишь едва заметные термодинамические изменения в объеме образца из-за высокой чувствительности полимерной матрицы к механическим изменениям. Методом ДСК фиксируется небольшой скачок изменения теплоемкости в исследуемом образце, который сложно корректно идентифицировать. С помощью метода ДМА измеряют изменение модуля упругости E' и тангенса угла механических потерь $\tan \delta$, что позволяет корректно оценить температуру стеклования в ПКМ, в том числе и в стеклопластике.

Испытание на изгиб идеально подходит для сравнения одного и того же материала после влияния различных факторов. При испытании на изгиб материал одновременно воспринимает как растягивающие, так и сжимающие нагрузки. Поскольку верхний слой образца при изгибе сжимается, а нижний растягивается, то именно матрица, связывающая волокна вместе, подвергается наибольшей сжимающей нагрузке, в то время как волокна выдерживают основные растягивающие нагрузки. В то же время изгиб сопровождается межслойными напряжениями, поэтому с помощью испытания на изгиб можно косвенно оценивать и межслойный сдвиг ПКМ. В табл. 4 приведены результаты определения предела прочности при изгибе образцов стеклопластика, подвергшихся постотверждению при различных температурах.

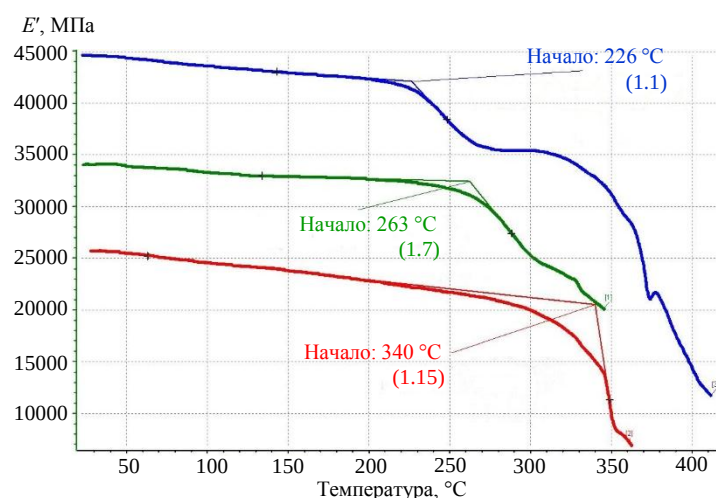


Рис. 4. ДМА-кривые образцов стеклопластиков, маркированных 1.1, 1.7 и 1.15

Таблица 4

**Результаты определения предела прочности при изгибе
для первого этапа исследования**

Номер заготовки	Предел прочности при изгибе, МПа, при температуре испытания, °C		Сохранение свойств, %
	23±2	220	
1.1	<u>870–970</u> 914	<u>630–770</u> 678	74
1.2	<u>840–970</u> 914	<u>660–790</u> 726	79
1.3	<u>870–1000</u> 950	<u>700–810</u> 758	80
1.4	<u>870–940</u> 908	<u>700–820</u> 726	80
1.5	<u>900–1000</u> 938	<u>710–810</u> 750	80
1.6	<u>870–980</u> 924	<u>730–850</u> 782	85
1.7	<u>900–970</u> 936	<u>730–840</u> 786	84
1.8	<u>910–940</u> 928	<u>750–880</u> 808	87
1.9	<u>880–940</u> 904	<u>700–860</u> 772	85
1.10	<u>890–910</u> 896	<u>690–830</u> 736	82
1.11	<u>860–910</u> 898	<u>700–840</u> 762	85
1.12	<u>810–910</u> 880	<u>690–840</u> 772	88
1.13	<u>810–900</u> 850	<u>650–800</u> 706	83
1.14	<u>770–940</u> 854	<u>630–800</u> 680	80
1.15	<u>780–880</u> 816	<u>640–790</u> 684	84
Примечание. В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.			

Графическое представление изменения прочности при изгибе для образцов стеклопластика показано на рис. 5. Анализ результатов испытаний при температуре 23 ± 2 °С позволяет выявить следующие закономерности. Повышение температуры постотверждения сопровождается увеличением плотности сшивки полимерной матрицы, что обуславливает рост ее жесткости и снижение способности к релаксации микронапряжений. Как следствие, матрица утрачивает эффективность в перераспределении нагрузки между армирующими волокнами, что приводит к ее растрескиванию при меньших деформациях и в конечном счете – к преждевременному разрушению стеклопластика.

Дополнительным фактором могут являться внутренние напряжения, возникающие при охлаждении образцов с температуры постотверждения до комнатной вследствие различия температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) матрицы и наполнителя. Чем выше степень сшивки, тем менее эластична матрица, что усиливает концентрацию напряжений на границе раздела «волокно–матрица» и может инициировать образование адгезионных дефектов.

Следует также учитывать, что при высокотемпературном постотверждении возможна частичная термическая деградация аппретирующих составов на поверхности стеклянных волокон, что дополнительно ослабляет межфазное взаимодействие и негативно сказывается на механических характеристиках материала.

Анализ результатов испытаний при температуре 220 °С (рис. 5) позволяет выделить три характерные температурные зоны постотверждения.

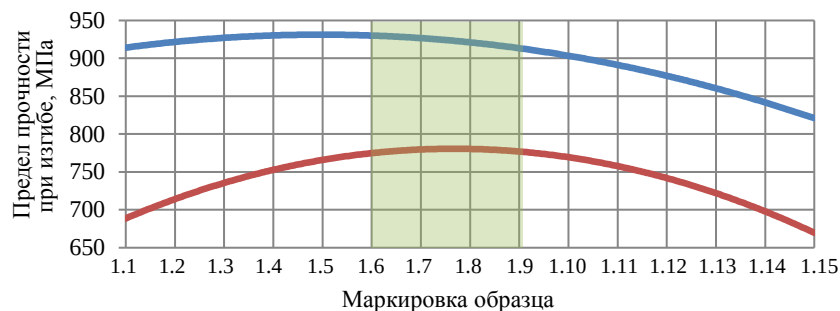


Рис. 5. Результаты определения предела прочности при изгибе образцов стеклопластика 1.1–1.15, подвергшихся дополнительному отверждению при температурах 23 ± 2 (—) и 220 °С (—)

Для определения механических свойств стеклопластика, связанных с его матрицей, проводили испытание на межслойный сдвиг (табл. 5). Прочность полимерной матрицы при сдвиговых нагрузках задает прочность композиционного материала при межслойном сдвиге, так как именно матрица удерживает слои наполнителя вместе. Сравнение одного и того же материала после какого-либо изменения, связанного с матрицей, при испытании на межслойный сдвиг наиболее точно позволит оценить влияние факторов на матрицу в целом.

Результаты испытаний на межслойный сдвиг, представленные на рис. 6, подтверждают ранее полученные выводы. Поскольку метод определения межслойной прочности более чувствителен к химическим превращениям, протекающим в полимерной матрице, он позволяет более детально проследить изменение свойств в зависимости от температуры постотверждения. На начальном этапе наблюдается рост сохранения свойств, обусловленный упрочнением матрицы вследствие увеличения плотности сшивки. Однако при дальнейшем повышении температуры постотверждения (>300 °С) фиксируется снижение межслойной прочности, что связано с накоплением дефектов в матрице и развитием термоокислительных процессов.

Таблица 5

**Результаты определения предела прочности при межслойном сдвиге
для первого этапа исследования**

Номер заготовки	Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа, при температуре испытания, °C		Сохранение свойств, %
	23±2	220	
1.1	<u>71,4–75,3</u> 73,2	<u>39,5–40,1</u> 39,9	54
1.2	<u>70,6–76,0</u> 74,7	<u>41,6–42,4</u> 42,1	56
1.3	<u>71,8–75,2</u> 74,1	<u>43,1–44,1</u> 43,4	59
1.4	<u>71,9–74,5</u> 73,4	<u>43,7–44,6</u> 44,2	60
1.5	<u>68,6–75,3</u> 73,4	<u>45,8–46,4</u> 46,1	63
1.6	<u>71,4–73,2</u> 72,3	<u>48,1–50,2</u> 49,0	68
1.7	<u>69,8–72,8</u> 71,6	<u>48,9–50,2</u> 49,6	69
1.8	<u>71,8–73,9</u> 73,0	<u>50,0–51,3</u> 50,9	70
1.9	<u>67,9–70,3</u> 69,1	<u>49,0–50,9</u> 49,9	72
1.10	<u>64,8–69,3</u> 67,2	<u>50,2–51,2</u> 50,7	75
1.11	<u>63,5–66,3</u> 65,4	<u>49,4–51,2</u> 50,2	77
1.12	<u>58,0–60,1</u> 59,4	<u>47,1–47,8</u> 47,3	80
1.13	<u>56,8–59,0</u> 58,2	<u>45,0–47,1</u> 46,6	80
1.14	<u>52,3–55,7</u> 54,0	<u>42,7–44,1</u> 43,4	80
1.15	<u>46,8–49,9</u> 48,1	<u>39,1–42,7</u> 41,3	86

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

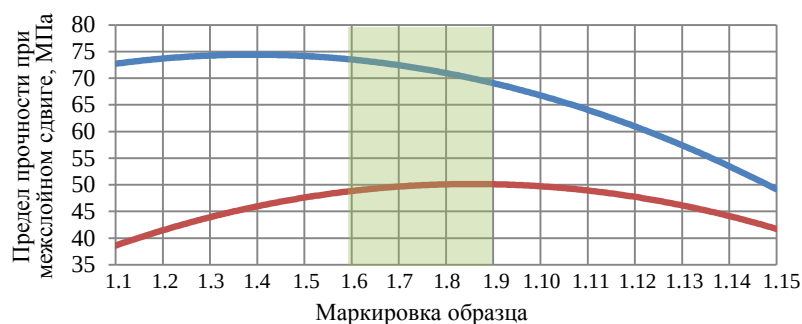


Рис. 6. Результаты определения предела прочности при межслойном сдвиге для первого этапа исследования образцов стеклопластика 1.1–1.15 при температурах 23±2 (—) и 220 °C (—)

На рис. 7 представлены результаты сохранения пределов прочности при изгибе и межслойном сдвиге для первого этапа испытаний.

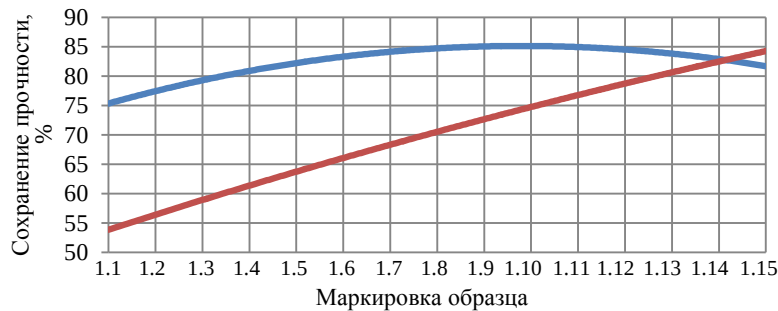


Рис. 7. Результаты определения сохранения пределов прочности при изгибе (—) и межслойном сдвиге (—) для первого этапа испытаний

На рис. 8 показаны образцы стеклопластика, подготовленные для проведения испытаний второго этапа исследования.

Характерно, что при высокотемпературном постотверждении процессы дополнительного сшивания и термоокислительной деструкции конкурируют между собой. На начальных этапах доминирует постотверждение, приводящее к уплотнению полимерной сетки, однако при длительной выдержке или чрезмерно высоких температурах начинают преобладать деструктивные процессы. Последние могут сопровождаться возникновением внутренних микронапряжений вследствие неравномерной усадки и различий в значениях ТКЛР матрицы и армирующего наполнителя, что потенциально способно негативно влиять на механические характеристики стеклопластика, особенно на свойства, определяемые полимерной матрицей (например, на межслойную прочность).

Визуальные изменения образцов на втором этапе (рис. 8) аналогичны потемнению, наблюдавшемуся на первом этапе. Примечательно, что для заготовки образца 2.4, доотвержденного в течение 128 ч, зафиксировано потемнение до черного цвета и снижение прочности при комнатной температуре, что ранее отмечалось для образцов 1.13–1.15 (постотверждение при температуре $>300\text{ }^{\circ}\text{C}$). Это указывает на выраженную чувствительность материала к длительным термическим воздействиям, даже если температура обработки не превышает температуру стеклования.

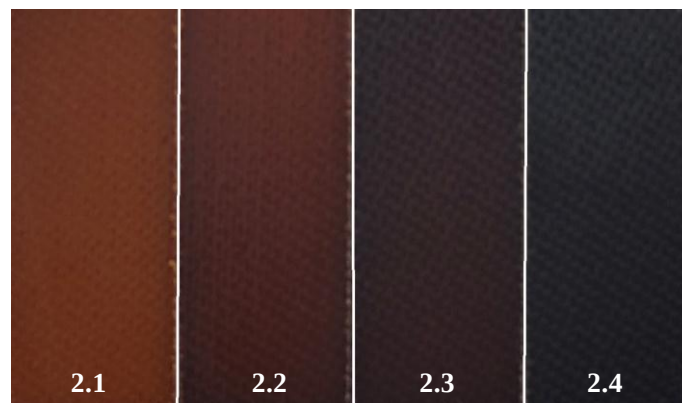


Рис. 8. Вид образцов стеклопластика, изготовленных для испытаний второго этапа. Номер заготовки, из которой изготовлен образец, указан внизу каждого образца

В табл. 6 приведены результаты определения температуры стеклования методом ДМА, а также пиков и энтальпии реакции отверждения методом ДСК для второго этапа исследования.

Таблица 6

**Результаты определения температуры стеклования и пика реакции отверждения
второго этапа исследования**

Номер заготовки	Температура стеклования, °C	Энтальпия реакции отверждения, Дж/г	Температура пика реакции отверждения, °C
2.1	264	2,240	315
2.2	268	3,431	313
2.3	271	2,466	327
2.4	274	2,167	335

В табл. 7 и 8 приведены результаты определения пределов прочности при изгибе и межслойном сдвиге для второго этапа исследования.

Таблица 7

**Результаты определения предела прочности при изгибе
для второго этапа исследования**

Номер заготовки	Предел прочности при изгибе, МПа, при температуре испытания, °C		Сохранение свойств, %
	23±2	220	
2.1	<u>900–940</u> 922	<u>720–860</u> 790	86
2.2	<u>870–920</u> 899	<u>750–860</u> 804	89
2.3	<u>840–920</u> 891	<u>800–870</u> 839	94
2.4	<u>830–880</u> 857	<u>740–850</u> 790	92

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

Таблица 8

**Результаты определения предела прочности при межслойном сдвиге
для второго этапа исследования**

Номер заготовки	Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа, при температуре испытания, °C		Сохранение свойств, %
	23±2	220	
2.1	<u>69,0–70,3</u> 70,0	<u>44,2–48,4</u> 46,2	66
2.2	<u>70,4–72,5</u> 71,0	<u>49,0–51,3</u> 50,2	71
2.3	<u>67,1–68,1</u> 68,0	<u>52,8–59,2</u> 56,0	83
2.4	<u>65,0–68,8</u> 66,0	<u>56,5–58,1</u> 57,2	86

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

Представленные на рис. 9–11 и в табл. 6 результаты коррелируют с выводами, полученными ранее, с поправкой на то, что дальнейшее протекание реакций обусловлено не повышением температуры постотверждения, а увеличением времени термической обработки. Следует обратить внимание также на рис. 8, где представлено аналогичное первому этапу исследования потемнение образца. Следует отметить, что у заготовки 2.4, постотвержденной в течение 128 ч, начинают проявляться результаты, которые ранее зафиксированы для заготовок 1.13–1.15 – переход в черный цвет и снижение

свойств при температуре 23 ± 2 °С. Это может свидетельствовать о том, что материал крайне чувствителен к продолжительным термическим нагрузкам, даже если они не превышают его температуру стеклования.

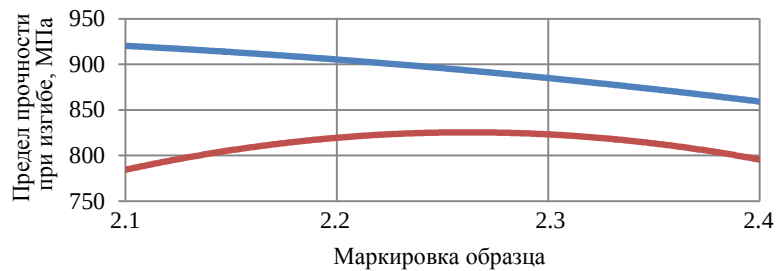


Рис. 9. Результаты определения предела прочности при изгибе для второго этапа исследования образцов стеклопластика 2.1–2.4 при температурах 23 ± 2 (—) и 220 °C (—)

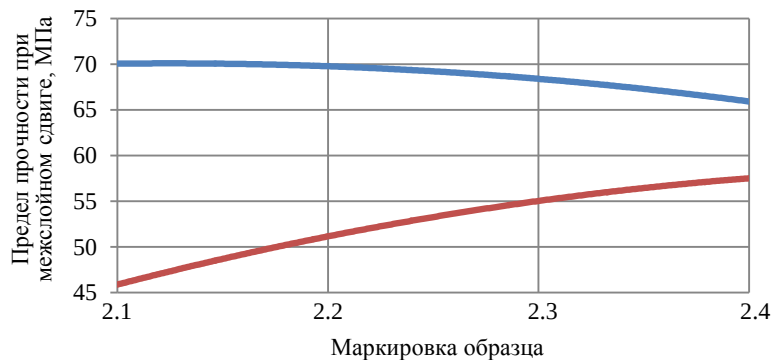


Рис. 10. Результаты определения предела прочности при межслойном сдвиге для второго этапа исследования образцов стеклопластика 2.1–2.4 при температурах 23 ± 2 (—) и 220 °C (—)

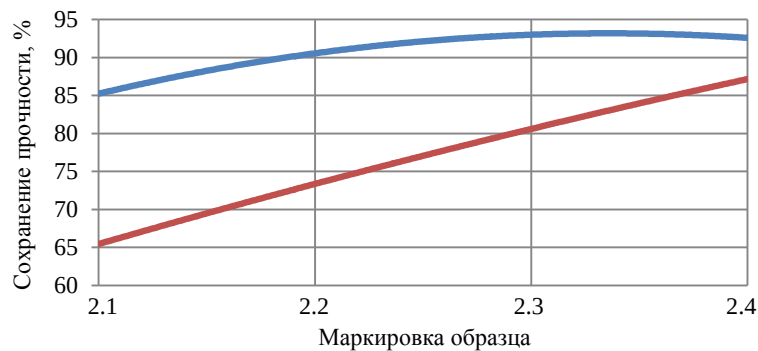


Рис. 11. Результаты определения сохранения пределов прочности при изгибе (—) и межслойном сдвиге (—) для второго этапа испытаний

Заключения

Выполненные в работе исследования позволили выявить зависимости свойств стеклопластика марки ВПС-75 на основе бисмалеинимидного связующего ВСТ-71 как от температуры, так и от длительности дополнительного отверждения в свободном виде. Установлено, что доотверждение стеклопластика в течение 480 ± 5 мин при температуре, выбранной из диапазона от 240 до 270 °С, позволит получить максимальные значения физико-механических свойств материала, таких как пределы прочности при изгибе и сдвиге. При этом сохранение данных свойств при температуре 220 °С показало максимальные значения.

Наблюдаемые зависимости объясняются тем фактом, что при высокотемпературном постотверждении процессы дополнительного сшивания и термоокислительной деструкции конкурируют между собой. На начальных этапах доминирует постотверждение, приводящее к уплотнению полимерной сетки, однако при длительной выдержке или чрезмерно высоких температурах начинают преобладать деструктивные процессы. Последние могут сопровождаться возникновением внутренних микронапряжений вследствие неравномерной усадки и различий в значениях ТКЛР матрицы и армирующего наполнителя, что потенциально способно негативно влиять на механические характеристики стеклопластика, особенно на свойства, определяемые полимерной матрицей.

В перспективе целесообразно уточнять термостабильность связующего и идентификацию химических реакций, протекающих в полимерной матрице на различных стадиях постотверждения.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы – основа любого дела // Деловая слава России. 2013. № 2. С. 4–9.
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: 03.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Малая Е.В., Саввин А.И. Композиционные материалы в современной авиации // Актуальные исследования. 2022. № 49 (128). Ч. I. С. 6–9. URL: <https://apni.ru> (дата обращения: 03.08.2026).
4. Гуляев И.Н., Клименко О.Н., Лонский С.Л., Славин А.В., Черфас Л.В. Определение состава и структуры полимерных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 4 (81). С. 32–47. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
5. Гусев Ю.А., Усачева М.Н., Парахин И.В., Коваленко А.В., Васюков А.Н. Применение композиционных материалов и полимерного заполнителя в конструкции лопасти вертолета // Труды ВИАМ. 2025. № 9 (151). С. 50–62. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-50-62.
6. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
7. Шошева А.Л. Бисмалеинимидные связующие (обзор). Часть 1 // Труды ВИАМ. 2022. № 10 (116). С. 23–41. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-23-41
8. Ткачук А.И., Терехов И.В., Гуревич Я.М., Кудрявцева А.Н. Применение бисмалеимидного связующего марки ВСТ-57 для получения теплостойких размеростабильных оснасток из полимерных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 32–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-32-40.
9. Прокопенков В.Г., Колпачков Е.Д., Шошева А.Л. Влияние состава стеклопластика на основе бисмалеинимидного связующего на его уровень свойств // Труды ВИАМ. 2023. № 4 (122). С. 49–59. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-49-59.
10. Начаркина А.В., Валуева М.И., Зеленина И.В., Шошева А.Л. Высокотемпературные углепластики на основе бисмалеинимидных связующих // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). С. 43–61. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
11. Evsyukov S., Pohlmann T., Wiel M. Modern approaches to the processing of bismaleimide resins // Current Trends in Polymer Science. 2020. No. 20. P. 1–28.
12. Fink J.K. Reactive Polymers: Fundamentals and Applications. Third Ed. Elsevier, 2018. P. 367–402. DOI: 10.1016/B978-0-12-814509-8.00011-7.

13. Prasanaa Iyer N., Arunkumar N. Review on Fiber reinforced/modified Bismaleimide resin composites for Aircraft Structure Application // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 923. P. 12051. DOI: 10.1088/1757-899X/923/1/012051.
14. Anandan S., Dhaliwal G., Samaranayake V. et al. Influence of cure conditions on out-of-autoclave bismaleimide composite laminates // Journal of Applied Polymer Science. 2016. Vol. 133. No. 38. DOI: 10.1002/app.43984.
15. Stelter C., Park C., Chu S.-H., Hudson T. Dynamic Mechanical Analysis of Post-Cured Bismaleimide Resins for Composite-Overwrapped Combustion Chambers Cycled From Cryogenic to High Temperatures: Technical Memorandum: NASA/TM-20240012459. Available at: <https://ntrs.nasa.gov> (дата обращения: 03.08.2026).
16. Seris A., Feve M., Méchin F., Pascault J. Thermally and anionically initiated cure of bismaleimide monomers // Journal of Applied Polymer Science. 1993. No. 48 (2). P. 257–269.
17. Shin E., Morgan R., Zhou J., Lincoln J. Hygrothermal Durability and Thermal Aging Behavior Prediction of High-Temperature Polymer-Matrix Composites and Their Resins // Journal of Thermoplastic Composite Materials. 2000. No. 13 (1). P. 40–57. DOI: 10.1177/089270570001300104.
18. Shibulal G., Adityan S., Mohit P., Akheela N., Kasilingam R. Processing, Curing and After-Cure Dynamic Properties of a Thermally Polymerizable Bismaleimide-Filled Natural Rubber Formulation // Journal of Applied Polymer Science. 2025. No. 143. DOI: 10.1002/app.57995.
19. Yu S., Feng Y., Wang W. et al. Curing Kinetics of Bismaleimide Resin and High-Temperature Tribological Properties of Fabric-Reinforced Composites // ACS Applied Polymer Materials. 2026. No. 8 (12). P. 9662–9672. DOI: 10.1021/acsapm.6c01293.
20. Елисеева И.И., Юзбашев М.М. Общая теория статистики: учебник. 5-е изд. М.: Финансы и статистика, 2004. 656 с.

References

1. Kablov E.N. Materials: The Foundation of Any Endeavor. *Delovaya Slava Rossii*, 2013, no. 2, pp. 4–9.
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: August 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Malaya E.V., Savvin A.I. Composite Materials in Modern Aviation. *Aktualnye issledovaniya*, 2022, no. 49 (128), part I, pp. 6–9. Available at: <https://apni.ru> (accessed: August 03, 2026).
4. Gulyaev I.N., Klimenko O.N., Lonskii S.L., Slavin A.V., Cherfas L.V. Determination of the composition and structure of polymer composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 32–47. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
5. Gusev Yu.A., Usacheva M.N., Parakhin I.V., Kovalenko A.V., Vasyukov A.N. Application of composite materials and polymer filler in a helicopter blade design. *Trudy VIAM*, 2025, no. 9 (151), pp. 50–62. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-50-62.
6. Kablov E.N. What Is the Future Made Of? Next-Generation Materials and Technologies for Their Production and Processing as the Foundation for Innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, p. 8–18.
7. Shosheva A.L. Bismaleimide resins (review). Part 1. *Trudy VIAM*, 2022, no. 10 (116), pp. 23–41. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-23-41.
8. Tkachuk A.I., Terekhov I.V., Gurevich Ya.M., Kudryavtseva A.N. Application of bismaleimide VST-57 binder for obtaining heat-resistant dimensionally stable molds from polymer composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 32–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-32-40.
9. Prokopenkov V.G., Kolpachkov E.D., Shosheva A.L. Influence of glass fiber-reinforced bismaleimide composition on the level of its properties. *Trudy VIAM*, 2023, no. 4 (122), pp. 49–59. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-49-59.

10. Nacharkina A.V., Valueva M.I., Zelenina I.V., Shosheva A.L. High-temperature carbon fiber reinforced plastics based on bismaleinimide binders. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 43–61. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
11. Evsyukov S., Pohlmann T., Wiel M. Modern approaches to the processing of bismaleimide resins. *Current Trends in Polymer Science*, 2020, no. 20, pp. 1–28.
12. Fink J.K. *Reactive Polymers: Fundamentals and Applications*. Third Ed. Elsevier, 2018, pp. 367–402. DOI: 10.1016/B978-0-12-814509-8.00011-7.
13. Prasanaa Iyer N., Arunkumar N. Review on Fiber reinforced/modified Bismaleimide resin composites for Aircraft Structure Application. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 923, p. 12051. DOI: 10.1088/1757-899X/923/1/012051.
14. Anandan S., Dhaliwal G., Samaranayake V. et al. Influence of cure conditions on out-of-autoclave bismaleimide composite laminates. *Journal of Applied Polymer Science*, 2016, no. 133 (38). DOI: 10.1002/app.43984.
15. Stelter C., Park C., Chu S.-H., Hudson T. *Dynamic Mechanical Analysis of Post-Cured Bismaleimide Resins for Composite-Overwrapped Combustion Chambers Cycled From Cryogenic to High Temperatures*: Technical Memorandum: NASA/TM-20240012459. URL: <https://ntrs.nasa.gov> (accessed: August 03, 2026).
16. Seris A., Feve M., Méchin F., Pascault J. Thermally and anionically initiated cure of bismaleimide monomers. *Journal of Applied Polymer Science*, 1993, no. 48 (2), pp. 257–269.
17. Shin E., Morgan R., Zhou J., Lincoln J. Hygrothermal Durability and Thermal Aging Behavior Prediction of High-Temperature Polymer-Matrix Composites and Their Resins. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2000, no. 13 (1), pp. 40–57. DOI: 10.1177/089270570001300104.
18. Shibulal G., Adityan S., Mohit P., Akheela N., Kasilingam R. Processing, Curing and After-Cure Dynamic Properties of a Thermally Polymerizable Bismaleimide-Filled Natural Rubber Formulation. *Journal of Applied Polymer Science*, 2025, no. 143. DOI: 10.1002/app.57995.
19. Yu S., Feng Y., Wang W. et al. Curing Kinetics of Bismaleimide Resin and High-Temperature Tribological Properties of Fabric-Reinforced Composites. *ACS Applied Polymer Materials*, 2026, no. 8 (12), pp. 9662–9672. DOI: 10.1021/acsapm.6c01293.
20. Eliseyeva I.I., Yuzbashev M.M. *General Theory of Statistics*: Textbook. 5th ed. Moscow: Finansy i Statistika, 2004, 656 p.

Информация об авторах

Прокопенков Василий Григорьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Долгова Елена Владимировна, заместитель начальника лаборатории, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Курносков Артем Олегович, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Vasily G. Prokopenkov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Elena V. Dolgova, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 28.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.10.2026.
The article was submitted 28.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 02.10.2026.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-133-145

**ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРИМЕНЕНИЯ
ВИБРАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ
СТЕКЛОПЛАСТИКОВЫХ ТРУБ***Д.А. Мельников¹, А.Ю. Албагачиев², А.А. Рыбин¹, А.В. Славин¹*

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 «Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук», Москва, Россия; info@imash.ru

Аннотация. Статья посвящена изготовлению трехслойных стеклопластиковых труб методом непрерывной намотки с использованием низкочастотного вибрационного воздействия на оправку. Обоснован комплекс физических моделей, описывающих влияние параметров вибрации на процессы структурообразования и кинетику отверждения. Показано, что выбор частоты и амплитуды воздействия позволяет кратно снизить остаточную пористость без нарушения однородности композита. Разработанный подход создает научную основу для инженерного проектирования вибрационных модулей и обеспечивает повышение качества, надежности и конкурентоспособности трубной продукции при минимальных дополнительных энергозатратах.

Ключевые слова: стеклопластиковые трубы, намотка, вибрационные технологии, оснастка, тиксотропия, дегазация, пористость

Для цитирования: Мельников Д.А., Албагачиев А.Ю., Рыбин А.А., Славин А.В. Теоретические основы применения вибрационных технологий при изготовлении стеклопластиковых труб // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 133–145. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-133-145.

Scientific article

**THEORETICAL FOUNDATIONS OF THE APPLICATION OF VIBRATION
TECHNOLOGIES IN THE MANUFACTURE OF FIBERGLASS PIPES***D.A. Melnikov¹, A.Yu. Albagachiev², A.A. Rybin¹, A.V. Slavin¹*

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

²Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia; info@imash.ru

Abstract. This article is devoted to the production of three-layer fiberglass pipes using continuous winding with low-frequency vibration applied to the mandrel. A set of physical models describing the influence of vibration parameters on structure-formation processes and curing kinetics is substantiated. It is shown that selection frequency and amplitude of vibration allows for a significant reduction in residual porosity without compromising the homogeneity of the composite. The developed approach provides a scientific basis for the engineering design of vibration modules and ensures improved quality, reliability, and competitiveness of pipe products with minimal additional energy consumption.

Keywords: fiberglass pipes, winding, vibration technologies, tooling, thixotropy, degassing, porosity

For citation: Melnikov D.A., Albagachiev A.Yu., Rybin A.A., Slavin A.V. Theoretical foundations of the application of vibration technologies in the manufacture of fiberglass pipes. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 133–145. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-133-145.

Введение

Все более широкое применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) в изделиях различных отраслей промышленности ставит задачу разработки новых технологий, обеспечивающих повышенные требования по эксплуатационным характеристикам конструкций из ПКМ [1, 2]. При внедрении новых материалов и технологий должны обеспечиваться необходимые упруго-прочностные характеристики ПКМ, в том числе стойкость материалов к воздействию эксплуатационных факторов, отрицательно влияющих на прочность, герметичность и долговечность использования [3–5]. Это позволит обеспечить более широкое внедрение конструкций из ПКМ в таких отраслях промышленности, как машино- и судостроение, строительство и др.

Стеклопластиковые трубы, изготовленные методом непрерывной намотки (МНН), являются стратегически важным продуктом для модернизации и развития критической промышленной инфраструктуры. В качестве основных преимуществ таких изделий можно выделить следующие:

- высокая коррозионная стойкость – не подвержены ржавчине, электрохимической коррозии, устойчивы к широкому спектру химикатов;
- высокая удельная прочность;
- долговечность – срок службы более 50 лет при правильной эксплуатации;
- низкие гидравлические потери – гладкая внутренняя поверхность;
- диэлектрические свойства;
- экологическая безопасность – инертность, отсутствие выделений.

Основной технологической проблемой изделий является пористость, образующаяся в процессе изготовления стеклопластиковых труб с помощью МНН. Причиной ее возникновения является захват воздуха между слоями волокон и нитями ровинга при намотке, недостаточная пропитка волокна связующим, испарение летучих компонентов связующего, усадка полимера при отверждении, дефекты укладки [6, 7].

Контроль и минимизация пористости являются ключевыми факторами обеспечения надежности, долговечности и конкурентоспособности стеклопластиковых труб, изготовленных МНН [8]. В настоящее время существует острая потребность в новых, технологичных и эффективных способах борьбы с пористостью непосредственно в процессе непрерывной намотки стеклопластиковых труб.

В данной работе представлена технология, позволяющая снизить пористость за счет вибрационного воздействия на оправку в процессе пропитки. Суть метода заключается в приложении контролируемых механических колебаний непосредственно к оправке в процессе намотки и начальной стадии отверждения.

Выполнено исследование закономерностей влияния параметров вибрационного воздействия на процессы структурообразования (дегазацию, смачивание, уплотнение) при непрерывной намотке стеклопластиковых труб и дана теоретическая оценка эффективности данного метода для снижения пористости и улучшения физико-механических свойств.

При оптимизации технологических параметров процесса намотки часто возникает конфликт между различными требованиями к свойствам материала и эффективности процесса. Невозможно одновременно достичь вязкости <300 мПа·с для пропитки и термостойкости >100 °С. Снижение вязкости полимерного связующего для улучшения пропитки обычно приводит к снижению его термостойкости, что ограничивает область

применения стеклопластиковых труб, изготовленных МНН. Снижение пористости в таких трубах с помощью традиционных методов часто связано со значительным увеличением себестоимости продукции, так как требует применения дорогостоящих материалов, внедрения сложных технологических процессов и использования дополнительного оборудования, что увеличивает затраты. В этом случае снижение пористости с 8 до 4 % приведет к увеличению себестоимости продукции на 35–50 %. Поэтому при выборе метода снижения пористости необходимо использовать экономически выгодный вариант технологии вибрационного воздействия, что обеспечит конкурентоспособность продукции.

Материалы и методы

В данной работе предлагается технология, основанная на вибрационном воздействии на оправку, что представляет собой принципиально иной физический подход к решению снижения пористости в стеклопластиковых трубах, изготовленных МНН. Вибрационное воздействие при намотке позволяет активно управлять процессами деаэрации, повышая смачиваемость и уплотнение материала, не прибегая к сложным и дорогостоящим технологиям.

Мощность узла, создающего вибровоздействие, составляет 0,5–3,0 кВт, что значительно ниже энергопотребления при применении традиционных методов, таких как автоклавное формование (40–100 кВт). Такой уровень энергопотребления делает вибрационный метод экономически привлекательным и экологически безопасным. При вибрационном методе энергия колебаний используется для активации процессов деаэрации и повышения смачивания наполнителя, в то время как автоклав требует значительных затрат на электроэнергию для нагрева и поддержания давления.

Вибрационный метод можно интегрировать в существующие установки для намотки, при этом не требуются значительная перестройка оборудования и изменение технологического процесса [9]. Использование вибрационного модуля не предусматривает остановки процесса намотки и позволяет проводить обработку материала в непрерывном режиме. Вибрационный метод обеспечивает также высокую эффективность в снижении пористости в слоях с дисперсным наполнителем, что является особо важным для производства герметичных и прочных стеклопластиковых труб, изготовленных МНН. Вибрационное воздействие обеспечивает снижение эффективной вязкости связующего и облегчает удаление воздуха из межволоконного пространства, что позволяет достичь плотной упаковки композита и снизить пористость.

Результаты и обсуждение

Вибрация при определенной частоте и амплитуде вызывает в обрабатываемом материале ряд динамических эффектов, которые усиливают капиллярный эффект, уменьшают поверхностное натяжение связующего, что может использоваться для более качественной пропитки и снижения пористости. Оптимальные параметры вибрации для полимерных связующих находятся в диапазоне частот 5–5000 Гц при амплитуде 0,01–5 мм. В этом диапазоне вибрационное воздействие обеспечивает баланс между негативным воздействием, приводящим к разрушению структуры, и положительным влиянием на повышение свойств материала изделия.

При вибрации на каждый компонент материала воздействуют периодически изменяющиеся силы инерции. Это приводит к относительному перемещению компонентов смеси, способствуя микроперемешиванию фаз и разрушению агломератов. Согласно науке о динамике, сила инерции прямо пропорциональна массе объекта и его ускорению. Вибрационное воздействие создает переменное ускорение, вызывая колебания

компонентов, что эффективно при перемешивании компонентов с разной плотностью. Применительно к композитным материалам это способствует равномерному распределению наполнителя в виде частиц и волокон в связующем и предотвращает их седиментацию.

Такая вибрация в псевдожидких и вязких средах приводит к возникновению акустических течений – потоков, обусловленных нелинейными эффектами распространения звуковых волн. Это обеспечивает эффективное перемешивание, интенсификацию тепло- и массообмена, а также способствует дегазации материала. С точки зрения гидродинамики акустические течения возникают из-за поглощения звуковой энергии средой, что приводит к возникновению градиентов давления и, как следствие, к движению жидкости. В полимерных системах акустические течения способствуют удалению пузырьков воздуха, улучшению смачивания волокон наполнителя и равномерному распределению температуры в объеме материала [10].

При совпадении частоты вынужденных колебаний (вибрации) с собственной частотой колебаний элементов структуры материала возникают резонансные явления. Резонанс приводит к значительному увеличению амплитуды колебаний и, соответственно, к усилению воздействия на микроструктуру. С точки зрения теории колебаний резонанс возникает, когда энергия, передаваемая системе извне, эффективно накапливается, приводя к значительному увеличению амплитуды колебаний. В композитных материалах резонансные явления могут использоваться для разрушения слабых связей между частицами наполнителя, улучшения его диспергирования и активации процессов кристаллизации полимерной матрицы.

Ключевым параметром, характеризующим интенсивность вибрационного воздействия, является виброскорость, определяемая как

$$v = 2\pi fA, \quad (1)$$

где v – виброскорость, м/с; f – частота вибрации, Гц; A – амплитуда вибрации, м.

Для большинства полимерных систем оптимальная виброскорость находится в диапазоне 0,1–2 м/с. Выбор оптимального значения виброскорости зависит от конкретной задачи, свойств обрабатываемого материала и используемого оборудования. Слишком низкая виброскорость не обеспечит достаточного воздействия на материал, в то время как слишком высокая может привести к его разрушению или нежелательным изменениям структуры. Например, для деаэрации вязких полимерных систем требуется более высокая виброскорость, чем для простого перемешивания компонентов [11].

Анализ успешного применения вибрационного воздействия в различных технологиях переработки материалов позволяет выявить общие принципы и подходы, которые могут быть адаптированы для улучшения качества слоистых полимерных трубных композитов. Приведенные далее прецеденты иллюстрируют эффективность вибрации при решении задач, связанных с уплотнением, деаэрацией, улучшением смачивания и контролем микроструктуры материала.

Вибрационное уплотнение бетона

Вибрация в бетоне реализует эффект тиксотропного разжижения цементной суспензии, что позволяет достичь более плотной упаковки частиц цемента и заполнителя, а также эффективно удалять захваченный воздух. Тиксотропия – это свойство некоторых материалов, заключающееся в уменьшении вязкости под действием механического воздействия (например, вибрации). В случае бетона вибрация разрушает структуру, сформированную за счет сил Ван-дер-Ваальса между частицами цемента,

что приводит к снижению вязкости и улучшению текучести бетонной смеси. В коллоидной химии этот эффект описывается как разрушение структуры геля под действием внешних сил.

Оптимальные параметры вибрации для уплотнения бетона обычно составляют: частота 150 ± 50 Гц, амплитуда $0,5 \pm 0,3$ мм. Выбор оптимальных параметров зависит от состава бетонной смеси, типа виброоборудования и геометрических размеров изделия [12].

Использование вибрационного уплотнения бетона приводит к снижению пористости с ~ 15 (для неуплотненного бетона) до 1–3 %. Снижение пористости способствует увеличению прочности бетона на сжатие, изгиб и растяжение, а также повышению его водонепроницаемости и морозостойкости.

Вибродегазация металлических расплавов

Для удаления растворенного водорода из металлических расплавов (например, алюминиевых сплавов) используется вибродегазация. Эффективность метода достигается при применении электромагнитных вибраторов, установленных на ковшах с расплавом. Электромагнитные вибраторы создают механические колебания, которые передаются расплаву металла.

Основной механизм дегазации – коалесценция пузырьков, обусловленная механизмом Бьеркнеса. В зависимости от частоты вибрации выделяются основные режимы поведения пузырьков.

В случае использования при вибродегазации низких частот ($f < 100$ Гц) возникает эффект коалесценции, характеризующийся притяжением мелких пузырьков газа и их слиянием в более крупные образования. Это обусловлено возникновением сил Бьеркнеса, которые вызывают взаимное притяжение пузырьков и способствуют их слиянию. Уравнение механизма Бьеркнеса, описывающее взаимодействие двух пульсирующих пузырьков, имеет следующий вид:

$$F_B = - \frac{2\pi\rho\omega^2 A^2 R_1^3 R_2^3}{d^4}, \quad (2)$$

где: F_B – сила взаимодействия между пузырьками; $\omega = 2\pi f$ – угловая частота; A – амплитуда вибрации; R_1, R_2 – радиусы пузырьков; ρ – плотность расплава; d – расстояние между центрами пузырьков; f – частота вибрации.

Согласно механизму Бьеркнеса, вибрирующие пузырьки создают акустические поля, которые взаимодействуют между собой, вызывая притяжение или отталкивание в зависимости от их размеров и расстояния между ними. Коалесценция пузырьков приводит к их слиянию и образованию более крупных пузырей, которые легче удаляются из расплава.

Так вибродегазация обеспечивает снижение содержания растворенного водорода в алюминиевых сплавах на 50–70 %. Это уменьшает вероятность образования пор в отливках и улучшает их механические свойства [13].

Вибрационное формование порошков (керамика, металлы)

При изготовлении изделий из керамики или порошковых металлов используется изостатическое прессование с наложением вибрации. Вибрация обеспечивает более плотную упаковку частиц порошка, что приводит к увеличению плотности и снижению пористости готового изделия. Это обеспечивает повышение прочности и улучшение эксплуатационных характеристик изделий.

Далее рассмотрим некоторые теоретические модели вибрационного воздействия на материал в процессе непрерывной намотки стеклопластиковых труб.

При воздействии вибрации структура полимерного материала может разрушаться, при этом происходит снижение его эффективной вязкости. Для каждого типа пузырька газа существует резонансная частота, при которой он начинает эффективно поглощать энергию из осциллирующего поля, при этом пузырьки начинают интенсивно колебаться.

Для эффективного удаления газообразных включений необходимо, чтобы частота вибрации была близка к резонансной частоте пузырьков газа в связующем. В этом случае пузырьки начинают интенсивно колебаться и объединяться друг с другом, что способствует их коалесценции и удалению из связующего.

Рассмотрим модель эффективной вязкости, которая описывает зависимость вязкости материала от интенсивности вибрационного воздействия:

$$\eta_{eff} = \eta_0 e^{(-k\Gamma t)} + \eta_{\infty}, \quad (3)$$

где η_{eff} – текущее эффективное значение величины вязкости в момент времени t ; η_0 – начальное значение величины вязкости при $t = 0$; η_{∞} – конечное, установившееся значение величины вязкости при $t \rightarrow \infty$; k – константа скорости процесса релаксации; Γ – средняя скорость сдвига; t – время.

При намотке наличие наполнителя в полимерном связующем увеличивает его вязкость и изменяет его реологические свойства. При этом следует учитывать влияние наполнителя на параметры модели (η_0 , Γ). Для этого могут использоваться модели, описывающие зависимость эффективной вязкости суспензий и эмульсий [14].

Так как полимерные композиты обладают анизотропными свойствами, величина вязкости зависит от направления деформации. Таким образом, необходимо учитывать анизотропию при моделировании поведения связующего и наполнителей под действием вибрации. Для этого следует использовать тензорные представления вязкости.

Кроме модели эффективной вязкости, для описания влияния на полимерные связующие вибрации в процессе переработки важными являются модель вибросмачивания и модель, описывающая динамику поведения пузырей в осциллирующем поле. Эти модели позволяют оценить влияние вибрации на деаэрацию и смачивание, которые являются ключевыми факторами, определяющими пористость и качество композиционных материалов.

Осциллирующее поле, создающее вибрацию в жидкости, воздействует на пузырьки газа, вызывая их колебания, перемещение и коалесценцию. Для эффективной дегазации необходимо, чтобы пузырьки газа коалесцировали и образовывали более крупные пузыри, которые легче удаляются из жидкости.

При определении условий, при которых происходит слияние пузырьков в осциллирующем поле, используется критерий коалесценции, который рассчитывается на сравнении сил притяжения между пузырьками и сил, препятствующих их слиянию. Условие коалесценции двух пузырьков радиусом R записывается в виде:

$$\frac{A\omega}{R} > \sqrt{\frac{8\sigma}{\rho R^3}}, \quad (4)$$

где A – амплитуда вибрации, м; $\omega = 2\pi f$ – угловая частота вибрации, рад/с; f – частота, Гц; R – радиус пузырька, м; σ – поверхностное натяжение жидкости, Н/м; ρ – плотность жидкости, кг/м³.

Критерий коалесценции показывает, что коалесценция пузырьков произойдет, если сила притяжения между ними (сила Бьеркнеса) превысит силу сопротивления слиянию. Для эффективной деаэрации необходимо, чтобы критерий коалесценции выполнялся для большинства пузырьков газа в жидкости.

Движение пузыря к свободной поверхности в вязкой жидкости под действием вибрации описывается уравнением, учитывающим различные силы, действующие на пузырь:

$$m \frac{d^2 z}{dt^2} = F_b - F_d - mg + ma_v \sin \omega t, \quad (5)$$

где z – вертикальная координата пузырька; t – время; $F_b = 4/3\pi R^3 \rho g$ – выталкивающая сила; $F_d = 6\pi\eta R(dz/dt)$ – сила Стокса; $a_v = A\omega^2$ – виброускорение; m – эффективная масса пузырька с присоединенной массой жидкости.

Уравнение движения показывает, что движение пузыря определяется балансом сил, действующих на него. Выталкивающая сила и сила, обусловленная вибрационным ускорением, способствуют движению пузыря вверх, а сила Стокса препятствует этому движению.

Как сказано ранее, важным механизмом, определяющим влияние вибрации на процесс формирования структуры стеклопластиковой трубы, является динамика газовых пузырей в вибрирующем связующем. Наличие газовых пузырей в композите приводит к образованию пор, что снижает его прочность, водонепроницаемость и долговечность. Вибрация оказывает существенное влияние на движение, коалесценцию и разрушение газовых пузырей, что позволяет эффективно удалять их из композита.

Динамика газовых пузырей в вибрирующем связующем описывается модифицированной моделью Рэлея–Плессета, учитывающей влияние вибрационного давления на изменение радиуса пузыря во времени. Уравнение Рэлея–Плессета, описывающее радиальные колебания сферического пузыря в жидкости имеет следующий вид:

$$R \frac{d^2 R}{dt^2} + \frac{3}{2} \left(\frac{dR}{dt} \right)^2 = \frac{1}{\rho} \left[P_g - P_0 - P_{vib} \sin \omega t - \frac{2\sigma}{R} - \frac{4\eta}{R} \cdot \frac{dR}{dt} \right], \quad (6)$$

где P_g – давление газа внутри пузырька; P_0 – статическое давление в жидкости; $P_{vib} = \rho A \omega^2 L_0$ – амплитуда вибрационного давления; L_0 – характерное расстояние от вибрирующей оправки до зоны пропитки.

Уравнение (6) показывает, что динамика изменения радиуса пузыря зависит от следующих сил: давления внутри пузыря, давления в жидкости, поверхностного натяжения, вязкого трения и вибрационного давления. При этом вибрационное давление оказывает дополнительное воздействие на радиус пузыря, вызывая его сжатие или расширение.

Модель эффективной вязкости позволяет использовать ее для описания поведения полимерных композитов при вибровоздействии, но при этом необходимо учитывать следующую особенность. Для пузырей с радиусом ~100 мкм резонансная частота составляет ~115 Гц, при которой наблюдается максимальная амплитуда колебаний и, соответственно, разрушение пузырей.

Ключевые этапы формирования структуры стеклопластиковой трубы – пропитка армирующего материала (волокна, кварцевого песка) полимерным связующим, укладка пропитанных наполнителей на оправку, дегазация (удаление захваченного воздуха) и гелеобразование (отверждение) полимерной матрицы [15]. Вибрационное воздействие, используемое на различных этапах процесса намотки, оказывает существенное влияние при протекании этих ключевых физических явлений на конечные свойства композита. Для разработки эффективных параметров воздействия на структуру стеклопластиковой трубы с помощью вибрации необходимо провести системный анализ технологических стадий и выявить механизмы воздействия вибрации на каждом из этих этапов.

Формирование структуры стеклопластиковой трубы при непрерывной намотке – многофакторный процесс, при котором вибрационное воздействие оказывает влияние на основные физические явления. Рассмотрим их с акцентом на механизмы взаимодействия с колебаниями.

Первый и один из важнейших этапов формирования структуры стеклопластиковой трубы – пропитка армирующего волокна полимерным связующим. Эффективность данного процесса определяет степень заполнения межволоконного пространства связующим, что напрямую влияет на механические характеристики и пористость готового композита. Применение вибрации на этапе пропитки может существенно интенсифицировать этот процесс, улучшая смачивание, снижая вязкость и способствуя удалению воздуха [16].

Процесс пропитки волокна полимерным связующим определяется в первую очередь капиллярными силами, обеспечивающими проникновение жидкости в узкие каналы между волокнами. Перемещение жидкости по капиллярам в пористой среде (в данном случае в жгуте стеклоровинга) можно описать уравнением Лукаса–Вашбурна:

$$\frac{dl}{dt} = \frac{r_{cap} \sigma \cos \theta}{4\eta_{eff} l}, \quad (7)$$

где l – длина пути перемещения связующего в жгуте стеклоровинга за время t , м; σ – поверхностное натяжение связующего, Н/м; r_{cap} – диаметр капилляра, м (для стеклоровинга эффективный диаметр капилляра определяется как расстояние между волокнами); θ – краевой угол смачивания, рад; η_{eff} – динамическая вязкость связующего, Па·с; t – время, с.

Уравнение (7) показывает, что скорость пропитки пропорциональна поверхностному натяжению и косинусу и обратно пропорциональна вязкости, а также уменьшается с ростом длины пропитанного участка (l). Таким образом, для эффективной пропитки необходимо использовать жидкости с низким поверхностным натяжением и хорошей смачиваемостью, а также с низкой вязкостью. Уравнение (7) также показывает, что величина проникновения жидкости увеличивается со временем, но скорость проникновения замедляется по мере увеличения глубины. Это связано с тем, что сопротивление течению жидкости увеличивается по мере заполнения капилляров.

Еще одно явление, определяющее влияние вибрации на процесс формирования структуры стеклопластиковой трубы, – улучшение смачивания стеклянного волокна полимерным связующим. Хорошее смачивание волокна обеспечивает прочное сцепление между волокном и матрицей, а это повышает механические свойства и долговечность композита. Вибрация также оказывает влияние на динамику смачивания, так как снижается краевой угол смачивания и увеличивается скорость растекания связующего по поверхности волокна [17].

Для описания влияния вибрации на процесс смачивания используется динамическая модель, которая учитывает влияние капиллярных, вязких и инерционных сил. Уравнение, описывающее динамический краевой угол смачивания под воздействием вибрации, можно представить в виде:

$$\cos \theta_{dyn} = \cos \theta_0 + \frac{A^2 \omega^2 \rho r}{2\sigma} \Phi(Ca, We), \quad (8)$$

где θ_{dyn} – динамический краевой угол смачивания (угол между касательной к поверхности жидкости и поверхностью твердого тела в точке трехфазного контакта при наличии движения); θ_0 – равновесный краевой угол смачивания – угол Юнга (угол между касательной к поверхности жидкости и поверхностью твердого тела в точке трехфазного контакта в состоянии равновесия); $\Phi(Ca, We)$ – эмпирическая функция, зависящая от капиллярного числа (Ca) и числа Вебера (We), описывающая влияние динамических эффектов на смачивание; r – радиус элементарного стекловолокна [18].

Уравнение (8) показывает, что динамический краевой угол смачивания зависит от равновесного краевого угла смачивания и от динамических эффектов, описываемых эмпирической функцией Φ . Капиллярное число характеризует влияние вязких сил на процесс смачивания. Чем больше капиллярное число, тем сильнее влияние вязких сил и тем медленнее происходит смачивание. Число Вебера характеризует влияние инерционных сил на процесс смачивания. Чем больше число Вебера, тем сильнее влияние инерционных сил и тем быстрее происходит смачивание. Вибрация влияет на капиллярное число и число Вебера, изменяя вязкость связующего и скорость его движения.

При увеличении частоты и амплитуды вибрации происходит снижение динамического краевого угла смачивания, что свидетельствует об улучшении смачивания стеклянного волокна. Механизм влияния вибрации на смачивание заключается в снижении энергетического барьера на линии контакта. Энергетический барьер препятствует растеканию жидкости по поверхности стеклянного волокна. Вибрация создает колебания молекул связующего, что облегчает преодоление энергетического барьера и способствует растеканию жидкости по поверхности стеклянного волокна.

Один из важных факторов, определяющих свойства стеклопластиковой трубы, – содержание воздушных включений (пор). Повышенное содержание пор приводит к снижению механических свойств, повышению водопроницаемости и снижению долговечности композита. Вибрация оказывает существенное влияние на динамику ускорения удаления воздуха из композита и способствует коалесценции пузырей и ускорению их движения к поверхности.

Завершающим этапом формирования структуры стеклопластиковой трубы является отверждение полимерного связующего. На этом этапе происходит образование трехмерной полимерной сетки, что приводит к увеличению прочности, жесткости и термостойкости материала. Вибрация оказывает влияние на кинетику гелеобразования, а также на структуру и свойства формирующейся полимерной сетки. С учетом вибровоздействия можно рассмотреть следующую модель полимеризации:

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_0 + k_v e^{-B\eta})(1 - \alpha)^n e^{-E_a/RT}, \quad (9)$$

где $d\alpha/dt$ – скорость изменения степени превращения (скорость полимеризации); E_a – энергия активации полимеризации; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; α – степень превращения (степень полимеризации); k_v – вибрационный коэффициент; k_0 – константа скорости полимеризации при отсутствии вибрации; B – параметр затухания вибрационного эффекта с ростом вязкости; n – показатель степени, характеризующий зависимость скорости от остаточной концентрации мономера.

Фундаментальное воздействие вибрации на композит в процессе формования заключается в изменении реологических свойств связующего. Одним из ключевых механизмов является влияние вибрации на реологические свойства связующего, а именно – вибрационная тиксотропия [19].

Вибрационная тиксотропия – это явление снижения вязкости материала под воздействием вибрации. В полимерных композитах это проявляется в снижении вязкости связующего, что облегчает его течение и улучшает пропитку армирующего материала.

В полиэфирных связующих пространственная сетка водородных связей обеспечивает относительно высокую вязкость в состоянии покоя. Вибрационное воздействие нарушает сетку водородных связей, и это приводит к снижению вязкости. С точки зрения физико-химии полимеров водородные связи представляют собой слабые межмолекулярные взаимодействия, которые могут быть легко разрушены под действием механических колебаний. Энергия, получаемая молекулами связующего при воздействии вибрации, превышает энергию водородных связей, что приводит к их разрыву. Этот

процесс аналогичен процессу тиксотропного разжижения в коллоидных системах, где разрушение структуры геля при вибрации приводит к снижению вязкости.

Несмотря на значительный потенциал применения вибрации для повышения качества слоистых полимерных композитов, необходимо учитывать возможные негативные последствия и ограничения, связанные с вибрационным воздействием. Превышение определенных критических значений параметров вибрации может привести к нежелательным явлениям, таким как сепарация наполнителя, возникновение термоупругих напряжений и резонанс конструкций. Применение вибрации в процессе намотки композитов может приводить к следующим критическим явлениям.

При превышении определенного значения ускорения вибрации ($a > 0,5g$, где g – ускорение свободного падения; $a = A(2\pi f)^2$; A – амплитуда; f – частота) происходит сепарация наполнителя, в результате чего более тяжелые частицы (например, песок) оседают в нижней зоне, а более легкие (например, полимерное связующее) поднимаются вверх. Сепарация наполнителя приводит к неравномерному распределению компонентов в композите, что ухудшает его механические свойства и может привести к образованию зон с повышенной пористостью. Это явление связано с действием силы инерции, которая пропорциональна массе частицы и ускорению вибрации. При достаточно большом ускорении сила инерции становится больше силы сопротивления среды, и частицы начинают перемещаться под действием этой силы. С точки зрения механики дисперсных систем сепарация наполнителя является проявлением гравитационной неустойчивости суспензии под действием вибрации [20].

При использовании высокочастотной вибрации ($f > 300$ Гц) в материале могут возникать термоупругие напряжения, обусловленные локальным нагревом из-за внутреннего трения и вязкоупругой диссипации энергии. Локальный нагрев может приводить к значительному повышению температуры и термическому разложению или деформации полимерного связующего. Интенсивность нагрева материала зависит от частоты и амплитуды деформации, а также от вязкоупругих свойств материала. При высокочастотной вибрации создается большое количество циклов деформации в единицу времени, что и приводит к значительному нагреву материала.

При совпадении частоты вибрации с собственной частотой колебаний оправки или других элементов оборудования может возникнуть резонанс, который приведет к значительному росту амплитуды колебаний и возникновению высоких напряжений в конструкции. Резонанс также может привести к разрушению оправки или других элементов оборудования, а также к снижению качества ПКМ. С точки зрения теории колебаний, резонанс возникает, когда внешнее воздействие оказывает максимальное влияние на колебательную систему. Для предотвращения резонанса частота вибрации должна отличаться от собственных частот колебаний элементов оборудования.

Вибрация также ускоряет процесс отверждения, что может приводить к преждевременному затвердеванию связующего и невозможности удаления воздушных пузырей. Параметры вибрации необходимо тщательно контролировать, чтобы избежать преждевременного затвердевания и обеспечить эффективную деаэрацию. В то же время вибрация может снижать пиковую экзотерму, что уменьшает усадочные напряжения в процессе отверждения. Снижение же усадочных напряжений способствует повышению прочности и долговечности композита.

При выборе параметров вибрации на конкретном оборудовании необходимо учитывать практические ограничения, учитывающие применение стальных оправок и энергозатрат проводимого вибрационного воздействия. При этом максимальная амплитуда вибрации ограничена прочностью материала оправки. Для стальных оправок максимальная амплитуда вибрации обычно составляет 1,5 мм для труб с диаметром менее 500 мм и 0,5 мм – для труб с диаметром более 1000 мм. Превышение максимальной

амплитуды вибрации может привести к возникновению усталостных трещин и даже к разрушению оправки. Максимальная амплитуда вибрации также зависит от частоты вибрации и конструкции оправки, что требует определенных энергозатрат на создание вибрации. Энергозатраты при вибрационном методе обычно составляют 0,8–3,0 кВт на тонну композита и зависят от параметров вибрации, конструкции оборудования и свойств материала. Для снижения энергозатрат необходимо оптимизировать параметры вибрации и использовать энергоэффективное оборудование.

Заключения

На основе анализа физических механизмов вибрационного воздействия, включающего инерционные силы, акустические течения и резонансные явления, а также обзора успешных промышленных прецедентов, таких как виброуплотнение бетона, вибродегазация металлических расплавов и вибрационное формование порошков, установлено, что управляемая низкочастотная вибрация является эффективным и энергоэкономичным способом снижения пористости полимерных композитов, формируемых методом непрерывной намотки. Модель вибрационной тиксотропии позволяет прогнозировать эффективную вязкость связующего в зависимости от скорости сдвига и времени воздействия, а критерий коалесценции газовых пузырьков, выраженный через безразмерное вибрационное число Вебера, определяет пороговые условия начала слияния пузырьков. Уравнение движения пузыря в вязкой среде и модифицированное уравнение Рэлея–Плессета дают возможность анализировать радиальные пульсации пузырьков и оценивать их резонансную частоту, которая для характерного размера пор составляет ~115 Гц. Динамическое смачивание описано зависимостью, связывающей краевой угол с вибрационным числом Вебера и капиллярным числом, что позволило учесть влияние вибрации на растекание смолы по поверхности элементарных волокон. Кинетика отверждения представлена моделью, учитывающей вибрационное ускорение реакции и его воздействие на пиковую экзотерму.

Таким образом, совокупность полученных результатов формирует научно обоснованную методику выбора частотно-амплитудных параметров вибрационного модуля, которая обеспечивает достижение минимальной остаточной пористости трехслойных стеклопластиковых труб при сохранении структурной однородности, технологичности и экономической эффективности непрерывного процесса намотки.

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. Славин А.В., Донецкий К.И., Хрульков А.В. Перспективы применения полимерных композиционных материалов в авиационных конструкциях в 2025–2035 гг. (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). С. 81–92. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.
3. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
4. 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: 20.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Ерасов В.С., Сibaев И.Г. Схема разработки и оценки свойств конструкционных авиационных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 61–81. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.

6. Сутубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка однородности физико-механических свойств полуфабрикатов авиационного назначения // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). С. 121–135. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.07 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.
7. Каган Д.Ф. Трубопроводы из пластмасс. М.: Химия, 1980. 295 с.
8. Иванов С.В. Стеклопластик – композиционный материал для труб // *Трубопроводы и экология*. 2001. № 2. С. 7.
9. Антошин В.А., Мельников Д.А., Иванов С.В., Албагачиев А.Ю. Определение долговременных прочностных свойств стеклокомпозитных труб для расчета срока эксплуатации // *Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении: науч. тр. VII Междунар. науч. конф. М., 2021. С. 29–30.*
10. Богданов В.В., Торнер Р.В. Смешение полимеров. Л.: Химия, 1979. 192 с.
11. Yang X., Zhan L., Peng Y. et al. Interface controlled micro- and macro-mechanical properties of vibration processed carbon fiber/epoxy composites // *Polymers*. 2021. Vol. 13. No. 16. Art. 2764. DOI: 10.3390/polym13162764.
12. Куннос Г.Я. Вибрационная технология бетона. Л.: Стройиздат, 1967. С. 134–150.
13. Эскин Г.И. Развитие ультразвуковой обработки расплава. Мои 45 лет в ВИЛСе // *Технология легких сплавов*. 2021. № 3. С. 61–71. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-3-61-71.
14. Белоусов А.П., Белоусов П.Я., Боряняк Л.А. Определение скорости и размера пузырьков в двухфазных потоках с помощью лазерного доплеровского анемометра // *Автометрия*. 2015. Т. 51. № 6. С. 47–51.
15. Liu Z., Wang H., Chen Y. et al. Study on Curing Kinetics and the Mechanism of Ultrasonic Curing of an Epoxy Adhesive // *Polymers*. 2022. Vol. 14. No. 3. Art. 512. DOI: 10.3390/polym14030512.
16. Блазнов А.Н., Ходакова Н.Н., Самойленко В.В. и др. Исследование различных схем намотки изделий на основе базальтового и стеклянного ровингов // *Южно-Сибирский научный вестник*. 2016. № 4 (16). С. 9.
17. Wallenberger F.T., Bingham P.A. *Fiberglass and Glass Technology: Energy-Friendly Compositions and Applications*. Springer, 2009. P. 474.
18. Gaidachuk O., Kondratiev A., Taranenko I. et al. Method of winding of small-diameter pipes using vibration effects // *Energy and Sustainability II, Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Vol. 261. Springer, 2023. P. 175–184. DOI: 10.1007/978-3-031-46874-2_16.
19. Басов Н.И., Любартович С.А., Любартович В.А. Виброформование полимеров. Л.: Химия, 1979. 159 с.
20. Бальчугов А.В., Бадеников А.В., Баранова А.А. Критериальное уравнение процесса седиментации в переходном режиме // *Вестник АГТУ*. 2023. Т. 1. № 17. С. 8–10.

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. Slavin A.V., Donetskii K.I., Khrulkov A.V. Prospects for the use of polymer composite materials in aircraft structures in 2025–2035 (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), pp. 81–92. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 20, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.
3. Kablov E.N., Antipov V.V. The Role of New-Generation Materials in Ensuring the Technological Sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
4. 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: July 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Erasov V.S., Sibayev I.G. Scheme for the development and evaluation of properties of structural aviation composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 61–81. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.

6. Sutubalov A.I., Podzhivotov N.Yu., Shershak P.V., Yakovlev N.O. Evaluation of homogeneity of physical and mechanical properties of semi-finished products for aviation purpose. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 121–135. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.
7. Kagan D.F. *Plastic Pipelines*. Moscow: Khimiya, 1980, 295 p.
8. Ivanov S.V. Fiberglass-reinforced plastic: a composite material for pipes. *Truboprovody i ekologiya*, 2001, no. 2, p. 7.
9. Antoshin V.A., Melnikov D.A., Ivanov S.V., Albagachiev A.Yu. Determination of long-term strength properties of glass-composite pipes for service life calculation. *Fundamental Research and Innovative Technologies in Mechanical Engineering: Proceedings of the VII Int. Sci. Conf.* Moscow, 2021, pp. 29–30.
10. Bogdanov V.V., Torner R.V. *Polymer Blending*. Leningrad: Khimiya, 1979, 192 p.
11. Yang X., Zhan L., Peng Y. et al. Interface controlled micro- and macro-mechanical properties of vibration processed carbon fiber/epoxy composites. *Polymers*, 2021, vol. 13, no. 16, art. 2764. DOI: 10.3390/polym13162764.
12. Kunnos G.Ya. *Vibration Technology for Concrete*. Leningrad: Stroyizdat, 1967, pp. 134–150.
13. Eskin G.I. Development of Ultrasonic Melt Treatment: My 45 Years at VILS. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2021, no. 3, pp. 61–71. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-3-61-71.
14. Belousov A.P., Belousov P.Ya., Borynyak L.A. Determination of Bubble Velocity and Size in Two-Phase Flows Using a Laser Doppler Anemometer. *Avtometriya*, 2015, vol. 51, no. 6, pp. 47–51.
15. Liu Z., Wang H., Chen Y. et al. Study on Curing Kinetics and the Mechanism of Ultrasonic Curing of an Epoxy Adhesive. *Polymers*, 2022, vol. 14, no. 3, art. 512. DOI: 10.3390/polym14030512.
16. Blaznov A.N., Khodakova N.N., Samoilenko V.V. et al. Investigation of various winding patterns for products based on basalt and glass rovings. *Yuzhno-Sibirskiy nauchnyy vestnik*, 2016, no. 4 (16), p. 9.
17. Wallenberger F.T., Bingham P.A. *Fiberglass and Glass Technology: Energy-Friendly Compositions and Applications*. Springer, 2009, p. 474.
18. Gaidachuk O., Kondratiev A., Taranenko I. et al. Method of winding of small-diameter pipes using vibration effects. *Energy and Sustainability II, Lecture Notes in Mechanical Engineering*, vol. 261, Springer, 2023, pp. 175–184. DOI: 10.1007/978-3-031-46874-2_16.
19. Basov N.I., Lyubartovich S.A., Lyubartovich V.A. *Vibroforming of polymers*. Leningrad: Khimiya, 1979, 159 p.
20. Balchugov A.V., Badenikov A.V., Baranova A.A. Criterion equation for the sedimentation process in the transition regime. *Vestnik AGTU*, 2023, vol. 1, no. 17, pp. 8–10.

Информация об авторах

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

Албагачиев Али Юсупович, заведующий отделом, д.т.н., ИМАШ РАН, info@imash.ru

Рыбин Александр Александрович, ведущий инженер, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Славин Андрей Вячеславович, начальник Научно-исследовательского отделения, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Ali Yu. Albagachiev, Head of Department, Doctor of Sciences (Tech.), IMASH RAN, info@imash.ru

Aleksandr A. Rybin, Leading Engineer, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey V. Slavin, Head of Scientific-Research Bureau, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.08.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.08.2026.
The article was submitted 20.08.2026; approved and accepted for publication after reviewing 25.08.2026.

Научная статья

УДК 620.1:678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-146-160

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ СТЕКЛОПЛАСТИКА ВПС-53/Т-25 ПРИ НАТУРНЫХ И УСКОРЕННЫХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

В.О. Старцев¹, А.А. Нечаев¹

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

Аннотация. Исследовано изменение рельефа поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 после климатических испытаний в открытых условиях умеренного и умеренно теплого климата в течение 24 мес., а также лабораторных имитационных испытаний по двум режимам. После каждого съема проводили исследования характеристик рельефа поверхности образцов с построением распределения высот неоднородностей. Выявлены существенные различия в скорости изменения значений центров распределения неоднородностей поверхности при натуральных и ускоренных лабораторных климатических испытаниях.

Ключевые слова: климатическое старение, стеклопластик, профилометрия, рельеф поверхности, математическое моделирование

Для цитирования: Старцев В.О., Нечаев А.А. Исследование рельефа поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натуральных и ускоренных климатических испытаниях // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 146–160. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-146-160.

Scientific article

STUDY OF THE SURFACE RELIEF OF VPS-53/T-25 GLASS-FIBER-REINFORCED PLASTIC UNDER FULL-SCALE AND ACCELERATED CLIMATIC TESTING

V.O. Startsev¹, A.A. Nechaev¹

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 surface topography of VPS-53/T-25 fiberglass was studied after 24 months of outdoor climatic testing in moderate and moderately warm climates, as well as after laboratory simulation tests in two modes. After each exposure, the surface topography characteristics of the samples were analyzed, plotting the distribution of surface irregularity heights. Significant differences in the rate of change in the centers of the surface irregularity distribution were revealed during both full-scale and accelerated laboratory climatic tests.

Keywords: climatic aging, fiberglass, profilometry, surface relief, mathematical modeling

For citation: Startsev V.O., Nechaev A.A. Study of the surface relief of VPS-53/T-25 glass-fiber-reinforced plastic under full-scale and accelerated climatic testing. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 146–160. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-146-160.

Введение

Благодаря сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и технологичности переработки, полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко применяются в авиакосмической технике, автомобилестроении, судостроении, ветроэнергетике и строительстве. Однако длительная эксплуатация изделий из ПКМ в открытых атмосферных условиях [1–5] ухудшает показатели материала из-за воздействия солнечного излучения [6, 7], циклических температурных перепадов, воздействия влаги [8–12] и агрессивных сред [13, 14]. Несмотря на применение защитных покрытий [15, 16], поверхность материала – наиболее уязвимая и одновременно информативная область: происходят фотоокислительные реакции и гидролиз, наблюдаются образование микротрещин и вымывание компонентов. Изменение рельефа поверхности (возрастание шероховатости, образование кратероподобных дефектов, нарушение адгезии между матрицей и армирующим наполнителем) приводит не только к ухудшению внешнего вида, но и непосредственно влияет на деформационно-прочностные свойства материала, поскольку возникающие микронеоднородности служат концентраторами напряжений.

В ряде исследований показано, что при натурной экспозиции ПКМ изменение рельефа поверхности имеет устойчивый характер и зависит от типа ПКМ и климатической зоны. В работе [17] показано, что для древесно-полипропиленовых композитов после одного года испытаний методом сканирующей электронной микроскопии выявлены многочисленные микротрещины и увеличение средней шероховатости, коррелирующее с потерей прочности. Аналогичный материал в работе [18] показал возрастание шероховатости на 40–70 %, причем более интенсивное – в условиях повышенной влажности. В исследовании [19] на ПКМ с наполнителем из волокна курауа после одного года натурального экспонирования выявлены растрескивание поверхности и вымывание лигнина, что привело к увеличению шероховатости с 0,8 до 2,4 мкм. Сравнение открытого экспонирования ПКМ и экспонирования под стеклом в работе [20] показало, что при прямом воздействии шероховатость возрастает на 78 %, а под стеклом – на 22 %, что подтверждает доминирующее значение ультрафиолетового (УФ) излучения. В исследовании [21] для пальмовых волокон в линейном полиэтилене низкой плотности после 12 мес. натурных испытаний обнаружены поперечные трещины и отслоение матрицы, причем шероховатость увеличилась в 3,2 раза. В работе [22] измеряли прочность и разрушающую нагрузку образцов стекло- и углепластиков после трех лет экспозиции в различных климатических зонах. Выявлено, что разрушение поверхностного слоя приводит к существенному разбросу измеряемой толщины образцов и делает невозможным корректное определение модуля упругости стандартными методами. Для биокompозитов на основе полибутиленисукцината и сизалевого волокна после одного года натурального старения поверхность становится шероховатой с множественными порами и выступами, причем в тропическом климате изменения в 1,5 раза существеннее, чем в умеренном [23].

Значительно более многочисленную группу составляют работы, в которых старение моделировали в лабораторных условиях с помощью УФ-облучения, конденсации влаги, соляного тумана и циклических температур. В работе [24] методом профилометрии и наноиндентирования показано, что после 1000 ч ускоренного старения шероховатость полимерного покрытия возрастает с 0,15 до 0,9 мкм, причем твердость снижается пропорционально росту шероховатости. Модель УФ-деградации, предложенная в исследовании [25], объясняет изменение рельефа неравномерным фотоокислением по глубине. Для композитов на основе поливинилхлорида с диоксидом титана с помощью атомно-силовой микроскопии обнаружено немонокотонное изменение шероховатости:

сначала (до 200 ч) происходит сглаживание поверхности, затем после 500 ч – резкое возрастание шероховатости [26]. В работе [27] при исследовании базальтонаполненных биокомпозитов показано, что ускоренное старение в течение 1020 ч повышает шероховатость в 4 раза и изменяет смачиваемость с гидрофобной на гидрофильную. Для материала на основе полимолочной кислоты и полибутиленадипат-терефталата с древесной мукой и волластонитом после 500 ч УФ-облучения зафиксировано образование пустот и кратеров на поверхности [28]. В работе [29] выявлено, что ПКМ с наполнителями из волокон кенафа и ананаса при влажностном старении в течение 1000 ч показали увеличение шероховатости на 115 %, причем трибологические свойства ухудшились пропорционально. В работе [30] на многослойных полиуретановых ПКМ показано, что совместное циклическое воздействие УФ-излучения и влаги приводит к формированию сетки микротрещин глубиной до 30 мкм. Для древесно-наполненного полиэтилена высокой плотности после ускоренного старения шероховатость возросла с 0,2 до 1,1 мкм, причем обнаружена корреляция с карбонильным индексом [31]. В исследовании [32] методом атомно-силовой микроскопии детально изучен нанорельеф древесно-полипропиленовых композиционных материалов: уже через 300 ч УФ-облучения шероховатость увеличивалась с 20 до 120 нм, а через 1000 ч – до 350 нм. Сравнение различных методов ускоренных испытаний показало, что стандартные циклы ASTM недостаточно точно воспроизводят реальное растрескивание поверхности [33]. В работе [34] исследование трех типов древесно-полимерных композитов (на основе полипропилена, полиэтилена и полистирола) показало, что наихудшую устойчивость рельефа имеет полистирольная матрица, у которой после 500 ч появляются глубокие борозды. Исследование полиуретанового покрытия на образцах ПКМ после 200 дней циклического воздействия УФ-излучения, соляного тумана и повышенной температуры показало возрастание шероховатости в 5 раз и снижение адгезии на 80 % [35]. В работе [36] исследовали влияние УФ-старения на изменение шероховатости поверхности 3D-печатных непрерывно-армированных ПКМ с углеродными, стеклянными и арамидными волокнами. Образцы подвергали облучению в течение 720, 1440 и 2160 ч, имитируя до трех лет наружной экспозиции. Установлено, что шероховатость поверхности возрастает для всех типов композитов, причем наиболее значительно – для ПКМ со стеклянными волокнами. Таким образом, ускоренные испытания подтверждают основные закономерности, наблюдаемые в натурных условиях, но, как правило, дают более высокие скорости деградации.

В работе [37] проанализирована взаимосвязь между потерей механических свойств, выделением летучих продуктов деструкции и изменением рельефа поверхности при старении полимеров и биокомпозитов. Показано, что изменение рельефа поверхности является связующим звеном между химическими превращениями и макроскопическим снижением эксплуатационных характеристик. В исследовании [38] показано, что рост шероховатости может привести к переходу от гидрофобности к гидрофильности, что дополнительно ускоряет деградацию. В работе [39] сравниваются механизмы старения стекло- и натуральноволокнистых композитов и показано, что для натуральных волокон значительное изменение рельефа поверхности начинается уже на ранних стадиях из-за их гигроскопичности. В работе [40] систематизированы основные проявления старения волокнистых ПКМ, среди которых универсальным признаком деградации указывается увеличение шероховатости поверхности. В обзоре [41] рассмотрены различные методы модификации поверхности натуральных волокон и показано, что даже оптимальная обработка, направленная на улучшение совместимости с полимерной матрицей, не позволяет полностью предотвратить возрастание шероховатости при длительном климатическом воздействии.

Таким образом, независимо от типа климатического воздействия (натурное или ускоренное) наблюдается существенное изменение показателей рельефа поверхности ПКМ. Несмотря на значительный объем накопленных экспериментальных данных, исследование закономерностей изменения параметров рельефа поверхности ПКМ под влиянием климатических факторов остается актуальной задачей – требуется прямое сравнение изменения рельефа при разных видах климатического воздействия. В данной работе поставлена задача – исследовать изменения показателей рельефа стеклопластика при натурных испытаниях в условиях умеренного и умеренно теплого климата, а также при двух видах ускоренных лабораторных испытаний.

Материалы и методы

Исследовали стеклопластик ВПС-53/Т-25 на основе стеклянной ткани Т-25 (ВМП) и связующего ВСЭ-34. Плиты стеклопластика экспонировали в открытых условиях умеренного климата (Москва) и умеренно теплого климата (Геленджик) в течение 24 мес.; основные показатели климата приведены в работах [2, 12]. Ускоренные лабораторные климатические испытания проводили по двум режимам (имитация годового цикла), включающим последовательное воздействие повышенной и пониженной температур, перепадов температур и солнечного излучения. Во втором режиме ускоренных испытаний воздействие солнечного излучения совмещено с воздействием повышенной влажности воздуха, а интегральная плотность потока солнечного излучения увеличена с 1120 до 1400 Вт/м².

После 6, 12, 18 и 24 мес. натурных испытаний и после имитации 6, 12, 18 и 24 мес. натурных испытаний в лабораторных условиях проводили исследование образцов стеклопластика на оптическом (увеличение объектива $\times 5$, общее увеличение $\times 118$, площадь зрения 2565×2565 мкм) и конфокальном сканирующем микроскопах. Получение массива данных проводили с применением объектива $\times 10$ при общем увеличении микроскопа $\times 236$. Площадь сканируемого участка образца составляла 2420×2850 мкм. Массив данных для этой области представлен в виде CSV-файла с количеством столбцов 1940 и строк 2870, в каждой ячейке представлено значение неоднородности рельефа R_z (всего 5 567 800 значений). Для каждой строки производилось построчное усреднение параметра R_z по всем столбцам. В полученном массиве показателей R_z определялись минимальное (R_{zmin}) и максимальное (R_{zmax}) значения этого показателя. Весь диапазон $\Delta R = (R_{zmax} - R_{zmin})$ разделяли на 21 равный интервал и подсчитывали количество N_R -значений R_z для каждого интервала. Далее количество полученных значений N_R для каждого интервала переводили в процентную частоту от общего количества. Полученные экспериментальные данные по частоте от значения неоднородности рельефа аппроксимировали распределением Гаусса для $x = R_z$ с параметрами смещения μ и масштаба σ по модели (1):

$$p(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(x - \mu)^2}{2\sigma^2}\right).$$

Результаты и обсуждение

На рис. 1–4 приведены микрофотографии поверхностей в исходном состоянии, а также после экспонирования в условиях умеренного (рис. 1) и умеренно теплого климата (рис. 2), ускоренных лабораторных испытаний по режимам 1 (рис. 3) и 2 (рис. 4).

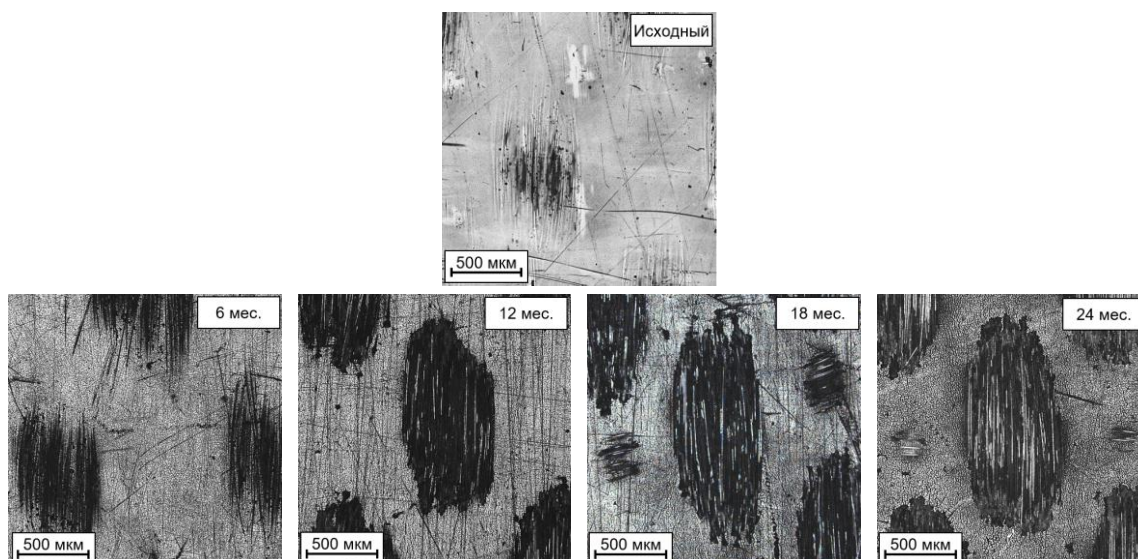


Рис. 1. Микрофотографии поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 в исходном состоянии и после экспонирования в условиях умеренного климата

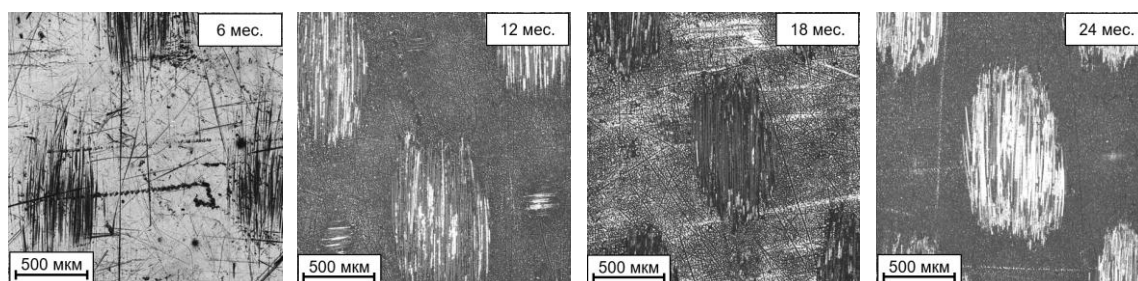


Рис. 2. Микрофотографии поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 после экспонирования в условиях умеренно теплого климата

В исходном состоянии микрорельеф поверхности образца отличается гладкостью и однородностью, при этом стекловолокна практически полностью закрыты слоем полимерной матрицы. При экспонировании в натуральных условиях после 6 мес. фиксируются признаки деградации в виде локальной эрозии, потери глянца и микротрещин, ориентированных вдоль армирующих волокон. К 12 мес. натурального старения на поверхности проявляется рисунок тканого переплетения жгутов вследствие истончения связующего, что сопровождается обнажением верхних слоев нитей и расширением трещин с формированием сетки межволоконных разрывов. Через 18 и 24 мес. натурального воздействия морфология характеризуется обширным растрескиванием матрицы, появлением сквозных каналов к волокну и чередованием участков обнаженного стекловолокна с остаточными фрагментами деструктированного связующего.

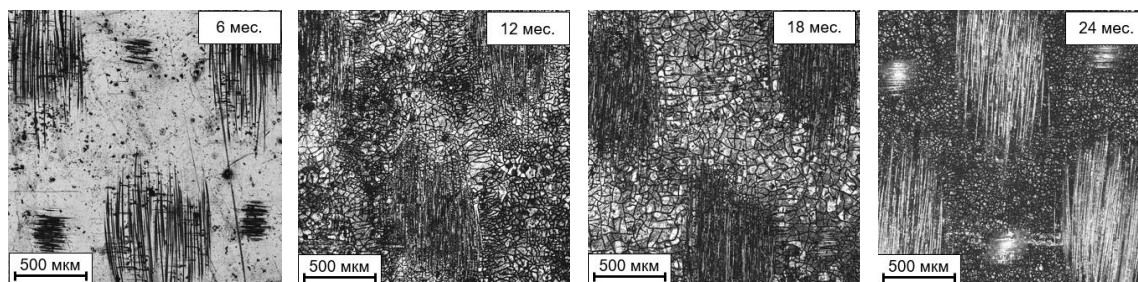


Рис. 3. Микрофотографии поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 при ускоренных лабораторных испытаниях по режиму 1

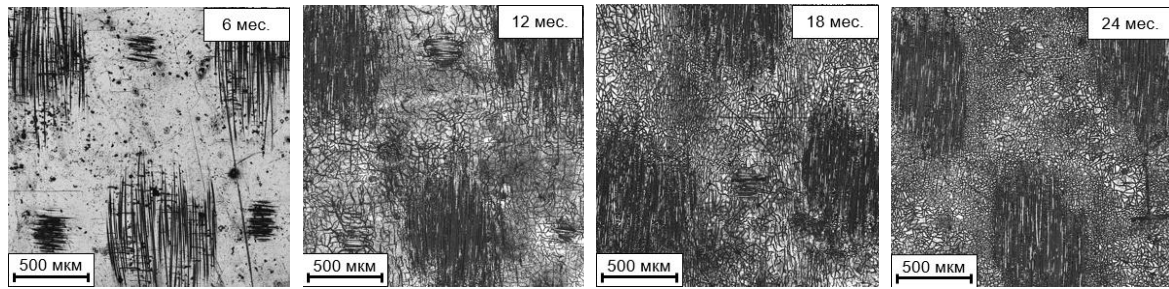


Рис. 4. Микрофотографии поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 при ускоренных лабораторных испытаниях по режиму 2

В отличие от натуральных условий, лабораторное ускоренное старение с контролируемыми температурой, влажностью и УФ-излучением приводит к иной картине изменений. При лабораторном воздействии уже на ранних сроках (имитация 6–12 мес.) наблюдается значительно более интенсивное растрескивание связующего, трещины имеют большую густоту, глубину и разветвленность. После имитации 12 мес. сетка трещин покрывает практически всю поверхность матрицы, в то время как степень обнажения жгутов остается менее выраженной, чем в натуральных условиях. После имитации 18 мес. растрескивание приобретает характер сплошной микроразрушенности связующего с множественными сколами, однако оголение волокон происходит медленнее. После имитации 24 мес. фиксируется максимальная плотность трещин. Существенное различие между натурными и лабораторными испытаниями заключается в том, что натурное воздействие преимущественно усиливает эрозию и обнажение волокна, а лабораторные испытания делают акцент на разрушении самой полимерной матрицы. В обоих случаях конечным результатом является потеря целостности поверхностного слоя, однако механизмы и кинетика разрушения различаются: при натурном старении доминирует износ связующего с обнажением наполнителя, а при лабораторном – преобладает растрескивание и фрагментация матрицы. Необходимо учитывать режим экспонирования при оценке долговечности стеклопластика, так как лабораторные испытания могут давать завышенные показатели деградации связующего по сравнению с реальными натурными условиями.

На рис. 5 показано распределение высот неоднородностей рельефа и результаты аппроксимации данных моделью (1) стеклопластика ВПС-53/Т-25 в исходном состоянии. В таблице приведены результаты моделирования экспериментальных данных после всех съёмов и всех видов климатических испытаний.

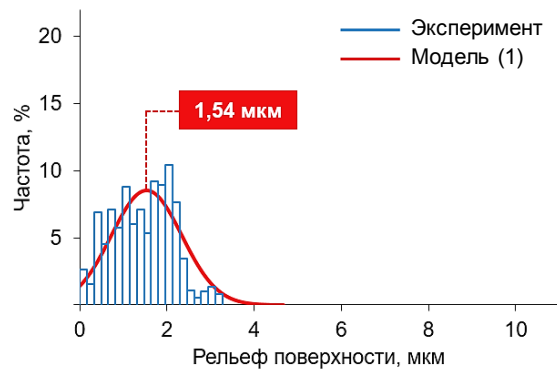


Рис. 5. Распределение высот неоднородностей профиля поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 в исходном состоянии

Центр распределения составляет $\mu = 1,54$ мкм, стандартное отклонение $\sigma = 0,81$ мкм (см. таблицу), что указывает на значительную вариативность данных (разброс данных составляет 53 %). Около 95 % экспериментальных данных находятся в пределах 0–3,16 мкм, распределение имеет умеренно широкий «колокол» и асимметрию из-за усечения слева.

На рис. 6 приведено изменение распределения высот неоднородностей рельефа при экспонировании в натуральных условиях умеренно теплого климата.

Расчетные параметры модели (1)

Условия испытаний	Значения параметров после экспонирования в течение, мес.														
	В исходном состоянии			6			12			18			24		
	μ	σ	R^2	μ	σ	R^2	μ	σ	R^2	μ	σ	R^2	μ	σ	R^2
Натурные в умеренно теплом климате	1,54	0,81	0,91	2,46	1,45	0,84	3,67	1,02	0,94	5,32	1,68	0,89	6,32	1,81	0,98
Натурные в умеренном климате				1,55	0,51	0,92	2,72	1,19	0,86	2,90	0,95	0,96	3,21	1,29	0,98
Ускоренные по режиму 1				5,24	4,51	0,72	5,27	3,39	0,81	5,54	4,86	0,78	7,06	2,31	0,88
Ускоренные по режиму 2				3,48	4,16	0,88	3,98	2,21	0,91	6,12	1,91	0,93	7,81	3,37	0,74

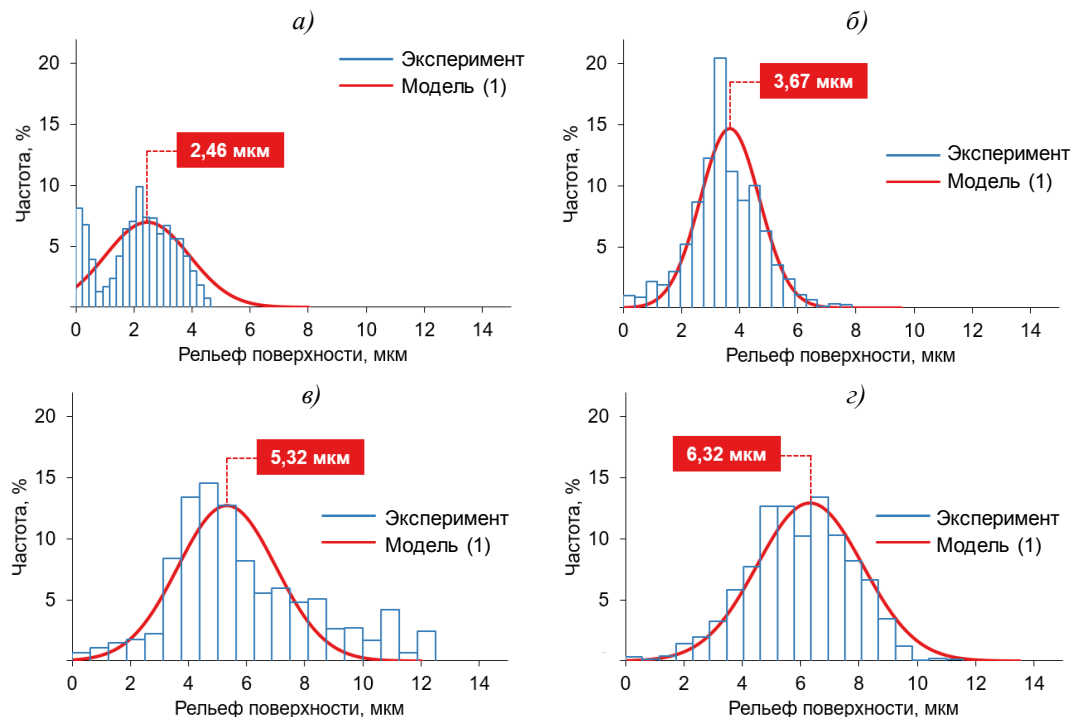


Рис. 6. Распределение высот неоднородностей профиля поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 после 6 (а), 12 (б), 18 (в) и 24 мес. (г) натуральных климатических испытаний в умеренно теплом климате

Как видно из данных рис. 6 и таблицы после 6 мес. μ возрастает до 2,46 мкм, σ – до 1,45 мкм. После 12 мес. μ продолжает возрастать до 3,67 мкм, однако σ снижается до

1,02 мкм, после 18 мес. μ возрастает до 5,23 мкм, σ увеличивается до 1,68 мкм, а R^2 снижается с 0,94 до 0,89. Увеличение разброса при одновременном снижении R^2 , вероятно, означает начало необратимой деструкции с появлением локальных зон с аномальными высотами (в частности, оголением волокон – рис. 1). После 24 мес. μ достигает 6,32 мкм, σ : 1,81 мкм, а R^2 возрастает до 0,98, т. е. процессы разрушения распространились по всей площади равномерно, сформировалась новая стационарная шероховатость с высокой средней высотой (рост параметра μ в 4,1 раза – с 1,54 до 6,32 мкм) и широким разбросом, но с сохранением статистической однородности.

На рис. 7 показано изменение распределения высот неоднородностей рельефа при экспонировании в натуральных условиях умеренного климата.

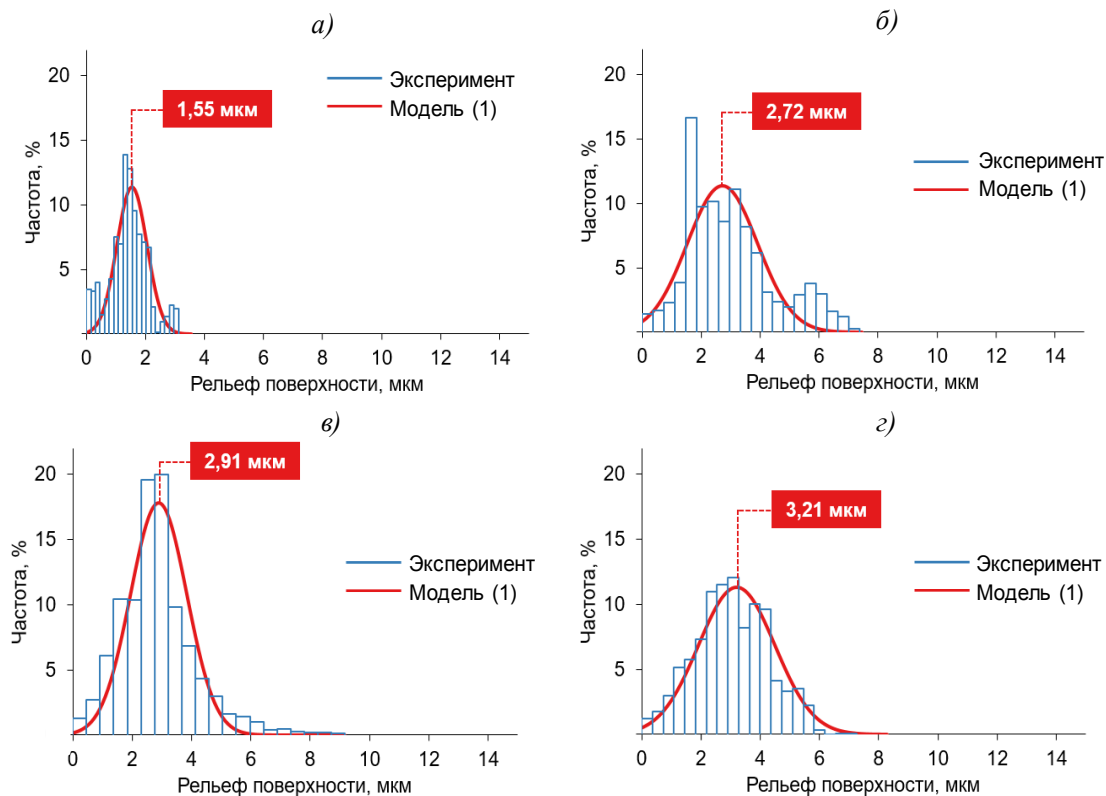


Рис. 7. Распределение высот неоднородностей профиля поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 после 6 (а), 12 (б), 18 (в) и 24 мес. (з) натуральных климатических испытаний в умеренном климате

После 6 мес. μ остается практически на исходном уровне (1,55 мкм), а σ снижается до 0,51 мкм. После 12 мес. μ возрастает до 2,72 мкм, σ увеличивается до 1,19 мкм, а R^2 снижается с 0,92 до 0,86.

Как и при экспонировании в умеренно теплом климате, рост разброса при одновременном снижении R^2 свидетельствует о начале локальных деструктивных процессов (рис. 2). После 18 мес. μ достигает 2,90 мкм, σ снижается до 0,95 мкм, а R^2 возрастает до 0,96, что указывает на стабилизацию и выравнивание рельефа за счет удаления слабо связанных фрагментов. После 24 мес. μ увеличивается до 3,21 мкм, σ – до 1,29 мкм, а R^2 достигает 0,98. За 24 мес. наблюдается рост параметра μ в 2,1 раза.

Изменения распределения высот неоднородностей рельефа при лабораторных ускоренных испытаниях по режиму 1 показаны на рис. 8.

После 6 мес. μ резко возрастает до 5,24 мкм, σ – до 4,51 мкм, а R^2 составляет 0,72. Столь значительный рост средней высоты (в 3,4 раза) и особенно разброса (в 5,6 раза) при низком коэффициенте детерминации свидетельствует о крайне неоднородной деградации поверхности с выраженными локальными аномалиями (отслоения, глубокие впадины, выкрашивание – рис. 3).

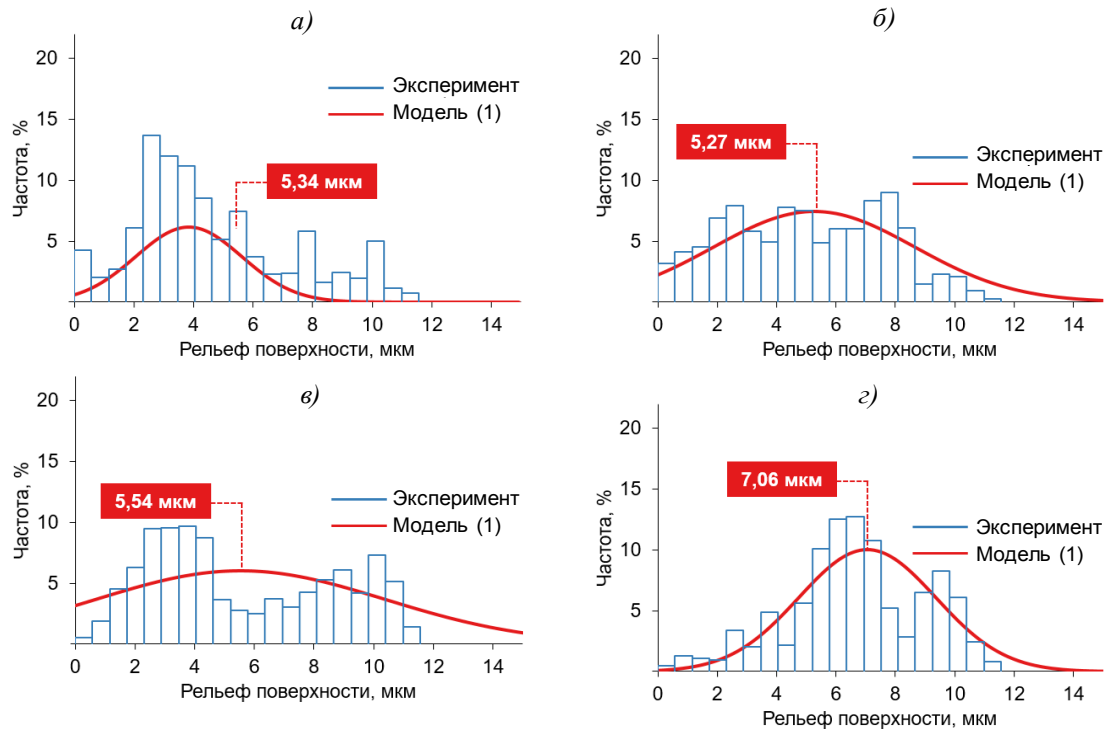


Рис. 8. Распределение высот неоднородностей профиля поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 после имитации 6 (а), 12 (б), 18 (в) и 24 мес. (з) натуральных климатических испытаний по режиму 1

После имитации 12 мес. μ практически не меняется (5,27 мкм), σ снижается до 3,39 мкм, однако R^2 остается невысоким (0,81). Уменьшение разброса при стабильной средней высоте указывает на частичное сглаживание наиболее выраженных неровностей. После 18 мес. μ незначительно увеличивается до 5,54 мкм, σ возрастает до 4,86 мкм (максимум за весь период), а R^2 снижается до 0,78. Возрастание разброса до максимальных значений при одновременном снижении R^2 подтверждает усиление пространственной неоднородности – образование новых дефектов на фоне уже имеющихся. После имитации 24 мес. μ достигает 7,06 мкм, σ снижается до 2,31 мкм, а R^2 повышается до 0,88. Увеличение средней высоты при существенном уменьшении разброса и улучшении аппроксимации свидетельствует о стабилизации структуры поверхности: мелкие неровности нивелируются, формируется более упорядоченный рельеф с меньшей вариативностью. Таким образом, при имитации 24 мес. в режиме 1 средняя высота неоднородностей возросла в 4,6 раза (с 1,54 до 7,06 мкм), а среднее квадратическое отклонение к концу срока увеличилось в 2,8 раза (с 0,81 до 2,31 мкм). При всех съемах наблюдаются высокие значения σ , что указывает на значительно бóльшую неоднородность поверхности по сравнению с результатами после натуральных климатических испытаний. Значения $R^2 = 0,72\text{--}0,88$ свидетельствуют о сложном механизме разрушения поверхности с множественными локальными очагами.

Изменение распределения высот неоднородностей рельефа при лабораторных ускоренных испытаниях по режиму 2 приведены на рис. 9.

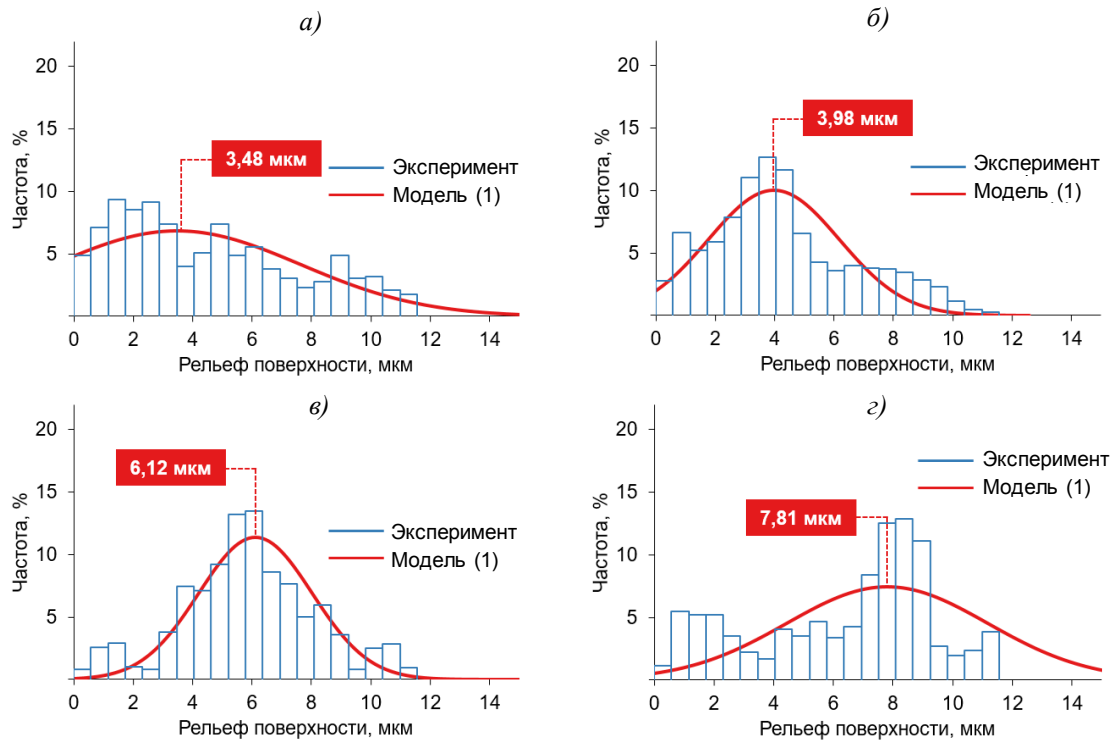


Рис. 9. Распределение высот неоднородностей профиля поверхности стеклопластика ВПС-53/Т-25 после имитации 6 (а), 12 (б), 18 (в) и 24 мес. (г) натуральных климатических испытаний по режиму 2

За 24 мес. лабораторного воздействия по режиму 2 средняя высота неоднородностей возросла в 5,1 раза (с 1,54 до 7,81 мкм), а среднеквадратическое отклонение увеличилось в 4,2 раза (с 0,81 до 3,37 мкм). Высокие значения σ на протяжении всего эксперимента (см. таблицу) указывают на значительно бóльшую неоднородность поверхности по сравнению с натурными климатическими испытаниями, а низкий R^2 на финальном этапе свидетельствует о сложной структуре рельефа, плохо описываемой гауссовым распределением.

Заключения

Таким образом, при всех видах климатических испытаний происходит возрастание средней высоты неоднородностей, однако интенсивность и характер этого процесса существенно различаются. По значению μ можно провести ранжирование видов климатических испытаний:

- режим ускоренных лабораторных испытаний 2 – в 5,1 раза;
- режим ускоренных лабораторных испытаний 1 – в 4,6 раза;
- натурные испытания в умеренно теплом климате – в 4,1 раза;
- натурные испытания в умеренном климате – в 2,1 раза.

Натурные климатические воздействия приводят к предсказуемой и статистически устойчивой эволюции шероховатости, тогда как лабораторные режимы генерируют более хаотичную деградацию поверхности с низким качеством гауссовой аппроксимации, что требует учета при прогнозировании долговечности материала.

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

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотруднику НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ А.И. Гуляеву за участие в экспериментальной части работы.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
2. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 2. Новые подходы к оценке коррозивности приморских атмосфер // *Коррозия: материалы, защита*. 2016. № 1. С. 1–15.
3. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 2 (35). С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
4. 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: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-138-147.
5. 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: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-180-188.
6. Startsev O.V., Isupov V.V., Nikishin E.F. The Gradient of Mechanical Characteristics Across the Thickness of Composite Laminates After Exposure to a Low Earth Orbit Environment // *Polymer Composites*. 1998. Vol. 19. No. 1. P. 65–70.
7. Старцев О.В., Никишин Е.Ф. Старение полимерных композитных материалов в условиях открытого космоса // *Механика композитных материалов*. 1993. № 4. С. 457–467.
8. Filistovich D.V., Startsev O.V., Kuznetsov A.A. et al. Effect of moisture on the anisotropy of the dynamic shear modulus of glass-reinforced plastics // *Doklady Physics*. 2003. Vol. 48. No. 6. P. 306–308.
9. Старцев О.В., Кротов А.С., Сенаторова О.Г., Аниховская Л.И., Антипов В.В., Гращенков Д.В. Сорбция и диффузия влаги в слоистых металлополимерных композиционных материалах типа «СИАЛ» // *Материаловедение*. 2011. № 12. С. 38–44.
10. Kablov E.N., Startsev O.V., Panin S.V. Moisture transfer in carbon-fiber-reinforced plastic with degraded surface // *Doklady Physical Chemistry*. 2015. Vol. 461. No. 2. P. 80–83.
11. Старцев В.О., Панин С.В., Старцев О.В. Сорбция и диффузия влаги в полимерных композитных материалах с ударными повреждениями // *Механика композитных материалов*. 2015. Т. 51. № 6. С. 1081–1094.
12. Корниенко Г.В., Старцев О.В., Кротов А.С., Коваль Т.В. Моделирование зависимости модуля сдвига углепластика от времени увлажнения и влагосодержания // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 3 (80). С. 161–178. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-161-178.
13. Старцев В.О. Методы исследования старения полимерных связующих // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2020. № 9. С. 16–26.
14. Старцев В.О., Молоков М.В., Старцев О.В., Низина Т.А., Низин Д.Р. Влияние алифатического разбавителя ЭТАЛ-1 на климатическую стойкость эпоксидных полимеров на основе смолы ЭД-20 // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2016. № 12. С. 26–36.
15. Старцев В.О., Фролов А.С. Влияние климатического воздействия на цветовые характеристики лакокрасочных покрытий // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2015. № 3. С. 16–18.
16. Коваль Т.В., Старцев О.В., Александрова Т.В. Оценка состояния акрилстирольного покрытия после длительного климатического старения методом импедансной спектроскопии // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 3 (80). С. 179–192. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-179-192.

17. Butylina S., Hyvärinen M., Kärki T. A study of surface changes of wood-polypropylene composites as the result of exterior weathering // *Polymer Degradation and Stability*. 2012. Vol. 97. No. 3. P. 337–345.
18. Badji C., Soccalingame L., Garay H. et al. Influence of weathering on visual and surface aspect of wood plastic composites: Correlation approach with mechanical properties and microstructure // *Polymer Degradation and Stability*. 2017. Vol. 137. P. 162–172.
19. Santos T.A., Silva R.L., De Paoli M.-A., Spinacé M.A.S. Evaluation of the weathering processes after natural exposure of polypropylene/Curauá fiber composites // *Polymer*. 2026. Vol. 342. P. 129300.
20. Badji C., Beigbeder J., Garay H. et al. Exterior and under glass natural weathering of hemp fibers reinforced polypropylene biocomposites: Impact on mechanical, chemical, microstructural and visual aspect properties // *Polymer Degradation and Stability*. 2018. Vol. 148. P. 104–116.
21. Debabeche N., Boussehel H., Hachaichi A. et al. Influence of natural weathering on aesthetics, structural, morphological, and mechanical properties of the palm petiole fibers/LLDPE composites // *Journal of Polymer Research*. 2025. Vol. 32. No. 4. P. 101.
22. Startsev O.V., Veligodsky I.M., Medvedev I.M., Gladkikh A.V., Gorbovets M.A. Measurement of Strength and Fracture Load of Weathered Samples of Polymer Composite Materials // *Polymer Science. Series D*. 2024. Vol. 17. No. 2. P. 302–310.
23. Kumar K.S., Swamynaidu M., Singh C., Singh I. Natural weathering and soil degradation characteristics of lignocellulosic sisal fiber based bio-PBS composites // *International Journal of Biological Macromolecules*. 2025. Vol. 332. P. 148679.
24. Zhang Z.Y., Dhakal H.N., Surip S.N. et al. Characterisation of roof tile coating degradation using nano-indentation test and surface profilometry // *Polymer Degradation and Stability*. 2011. Vol. 96. No 5. P. 833–838.
25. Lu T., Solis-Ramos E., Yi Y., Kumosa M. UV degradation model for polymers and polymer matrix composites // *Polymer Degradation and Stability*. 2018. Vol. 154. P. 203–210.
26. Xu S., Xu J., Zhang J. Surface topography and cooling effects in poly(vinyl chloride) (PVC)/titanium dioxide (TiO₂) composites exposed to UV-irradiation // *Iranian Polymer Journal*. 2018. Vol. 27. No. 12. P. 1011–1022.
27. Jagadeesh P., Puttegowda M., Mavinkere Rangappa S., Siengchin S. Accelerated weathering of sustainable and micro-filler Basalt reinforced polymer biocomposites: Physical, mechanical, thermal, wettability, and water absorption studies // *Journal of Building Engineering*. 2023. Vol. 80. P. 108040.
28. Chuayjuljit S., Leejarkpai T., Chaiwutthinan P. Effect of accelerated weathering on the properties of poly(lactic acid)/poly(butylene adipate-co-terephthalate) blend and composite containing wood flour and wollastonite // *Progress in Rubber, Plastics and Recycling Technology*. 2024. Vol. 40. No. 3. P. 268–286.
29. Kumar S., Bhowmik S. Accelerated Weathering with Humidity Effects on Physical, Surface Interfacial and Tribology Behavior of Kenaf-Pineapple Laminated Biocomposite Under Different Loading Constraint // *Fibers and Polymers*. 2025. Vol. 26. No. 1. P. 173–195.
30. Strąk C., Kozikowska E., Małek M., Wachowski M. Degradation of the Surface of Synthetic Layered Composites Due to Accelerated Ageing // *Materials*. 2025. Vol. 18. No. 14. P. 3342.
31. Stark N.M., Matuana L.M. Surface chemistry and mechanical property changes of wood-flour/high-density-polyethylene composites after accelerated weathering // *Journal of Applied Polymer Science*. 2004. Vol. 94. No. 6. P. 2263–2273.
32. Peng Y., Liu R., Cao J. Characterization of surface chemistry and crystallization behavior of polypropylene composites reinforced with wood flour, cellulose, and lignin during accelerated weathering // *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 332. P. 253–259.
33. Sudoł E., Kozikowska E., Szewczak E. Artificial Weathering Resistance Test Methods for Building Performance Assessment of Profiles Made of Natural Fibre-Reinforced Polymer Composites // *Materials*. 2021. Vol. 15. No. 1. P. 296.
34. Acosta A.P., Amico S.C., Delucis R. et al. Surface analysis of different wood polymer composites exposed to artificial weathering // *Journal of Wood Chemistry and Technology*. 2024. Vol. 44. No. 2. P. 88–101.

35. Mushtaq M., Gulipalli P., Adusumalli R., Suresh K., Abraham A.A. Effect of 200 days of cyclic weathering and salt spray on the performance of PU coating applied on a composite substrate // *Science and Engineering of Composite Materials*. 2025. Vol. 32. No. 1. P. 20250055.
36. Rogha E., Bazli M., Shahbazi R. et al. Understanding UV-driven degradation in 3D-printed continuous fibre composites: Impact, hardness, and surface evolution // *Journal of Building Engineering*. 2026. Vol. 120. P. 115494.
37. Nzimande M.C., Mtibe A., Tichapondwa S., John M.J. A Review of Weathering Studies in Plastics and Biocomposites – Effects on Mechanical Properties and Emissions of Volatile Organic Compounds (VOCs) // *Polymers*. 2024. Vol. 16. No. 8. P. 1103.
38. Ramesh M., Selvan M.T., Deepa C. Wettability and weathering behavior of polymeric bionanocomposites // *Polymer Nano-Biocomposites: Preparation, Properties and Applications*. Elsevier, 2025. P. 253–292.
39. Nezafatkah S., Margoto O.H., Sassani F., Milani A.S. Understanding natural and accelerated weathering degradation mechanisms of glass and natural fiber composites: A review // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2026. Vol. 45. No. 7–8. P. 1741–1763.
40. Oliveira M.S., da Luz F.S., Monteiro S.N. Research Progress of Aging Effects on Fiber-Reinforced Polymer Composites: A Brief Review // *Characterization of Minerals, Metals and Materials*. Springer, 2021. P. 505–515.
41. Tongco J.V. Effects of treatment methods on surface morphology and performance of modified natural fiber biopolymers and biocomposites – a comprehensive review // *Journal of Polymer Research*. 2025. Vol. 32. No. 12. P. 443.

References

1. Kablov E.N., Startsev O.V. The basic and applied research in the field of corrosion and ageing of materials in natural environments (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 4 (37), pp. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
2. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Corrosivity of the Marine Atmosphere. Part 2. New Approaches to Assessing the Corrosivity of Marine Atmospheres. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 1, pp. 1–15.
3. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Review of international experience on corrosion and corrosion protection. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 2 (35), pp. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
4. 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: June 11, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-138-147.
5. 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: June 11, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-180-188.
6. Startsev O.V., Isupov V.V., Nikishin E.F. The Gradient of Mechanical Characteristics Across the Thickness of Composite Laminates After Exposure to a Low Earth Orbit Environment. *Polymer Composites*, 1998, vol. 19, no. 1, pp. 65–70.
7. Startsev O.V., Nikishin E.F. Aging of polymer composite materials in open space. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 1993, no. 4, pp. 457–467.
8. Filistovich D.V., Startsev O.V., Kuznetsov A.A. et al. Effect of moisture on the anisotropy of the dynamic shear modulus of glass-reinforced plastics. *Doklady Physics*, 2003, vol. 48, no. 6, pp. 306–308.
9. Startsev O.V., Krotov A.S., Senatorova O.G., Anikhovskaya L.I., Antipov V.V., Grashchenkov D.V. Moisture sorption and diffusion in SIAL-type layered metal-polymer composite materials. *Materialovedenie*, 2011, no. 12, pp. 38–44.
10. Kablov E.N., Startsev O.V., Panin S.V. Moisture transfer in carbon-fiber-reinforced plastic with degraded surface. *Doklady Physical Chemistry*, 2015, vol. 461, no. 2, pp. 80–83.

11. Startsev V.O., Panin S.V., Startsev O.V. Moisture Sorption and Diffusion in Polymer Composite Materials with Impact Damage. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 2015, vol. 51, no. 6, pp. 1081–1094.
12. Kornienko G.V., Startsev O.V., Krotov A.S., Koval T.V. Dependence modeling of the CFRP shear modulus on moisture content. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 161–178. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 11, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-161-178.
13. Startsev V.O. Methods for investigating the aging of polymer binders. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2020, no. 9, pp. 16–26.
14. Startsev V.O., Molokov M.V., Startsev O.V., Nizina T.A., Nizin D.R. Effect of the aliphatic diluent ETAL-1 on the climatic resistance of epoxy polymers based on ED-20 resin. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2016, no. 12, pp. 26–36.
15. Startsev V.O., Frolov A.S. Effect of climatic exposure on the color characteristics of paint coatings. *Lakokrasochnyye materialy i ikh primeneniye*, 2015, no. 3, pp. 16–18.
16. Koval T.V., Startsev O.V., Alexandrova T.V. Assessment of the state of an acrylic styrene coating after prolonged climatic aging by impedance spectroscopy. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 179–192. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 11, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-179-192.
17. Butylina S., Hyvärinen M., Kärki T. A study of surface changes of wood-polypropylene composites as the result of exterior weathering. *Polymer Degradation and Stability*, 2012, vol. 97, no. 3, pp. 337–345.
18. Badji C., Soccalingame L., Garay H. et al. Influence of weathering on visual and surface aspect of wood plastic composites: Correlation approach with mechanical properties and microstructure. *Polymer Degradation and Stability*, 2017, vol. 137, pp. 162–172.
19. Santos T.A., Silva R.L., De Paoli M.-A., Spinacé M.A.S. Evaluation of the weathering processes after natural exposure of polypropylene/Curauá fiber composites. *Polymer*, 2026, vol. 342, p. 129300.
20. Badji C., Beigbeder J., Garay H. et al. Exterior and under glass natural weathering of hemp fibers reinforced polypropylene biocomposites: Impact on mechanical, chemical, microstructural and visual aspect properties. *Polymer Degradation and Stability*, 2018, vol. 148, pp. 104–116.
21. Debabeche N., Boussehel H., Hachaichi A. et al. Influence of natural weathering on aesthetics, structural, morphological, and mechanical properties of the palm petiole fibers/LLDPE composites. *Journal of Polymer Research*, 2025, vol. 32, no. 4, p. 101.
22. Startsev O.V., Veligodsky I.M., Medvedev I.M., Gladkikh A.V., Gorbovets M.A. Measurement of Strength and Fracture Load of Weathered Samples of Polymer Composite Materials. *Polymer Science. Series D*, 2024, vol. 17, no. 2, pp. 302–310.
23. Kumar K.S., Swamynaidu M., Singh C., Singh I. Natural weathering and soil degradation characteristics of lignocellulosic sisal fiber based bio-PBS composites. *International Journal of Biological Macromolecules*, 2025, vol. 332, p. 148679.
24. Zhang Z.Y., Dhakal H.N., Surip S.N. et al. Characterisation of roof tile coating degradation using nano-indentation test and surface profilometry. *Polymer Degradation and Stability*, 2011, vol. 96, no. 5, pp. 833–838.
25. Lu T., Solis-Ramos E., Yi Y., Kumosa M. UV degradation model for polymers and polymer matrix composites. *Polymer Degradation and Stability*, 2018, vol. 154, pp. 203–210.
26. Xu S., Xu J., Zhang J. Surface topography and cooling effects in poly(vinyl chloride) (PVC)/titanium dioxide (TiO₂) composites exposed to UV-irradiation. *Iranian Polymer Journal*, 2018, vol. 27, no. 12, pp. 1011–1022.
27. Jagadeesh P., Puttegowda M., Mavinkere Rangappa S., Siengchin S. Accelerated weathering of sustainable and micro-filler Basalt reinforced polymer biocomposites: Physical, mechanical, thermal, wettability, and water absorption studies. *Journal of Building Engineering*, 2023, vol. 80, p. 108040.
28. Chuayjuljit S., Leejarkpai T., Chaiwutthinan P. Effect of accelerated weathering on the properties of poly(lactic acid)/poly(butylene adipate-co-terephthalate) blend and composite containing wood flour and wollastonite. *Progress in Rubber, Plastics and Recycling Technology*, 2024, vol. 40, no. 3, pp. 268–286.

29. Kumar S., Bhowmik S. Accelerated Weathering with Humidity Effects on Physical, Surface Interfacial and Tribology Behavior of Kenaf-Pineapple Laminated Biocomposite Under Different Loading Constraint. *Fibers and Polymers*, 2025, vol. 26, no. 1, pp. 173–195.
30. Strąk C., Kozikowska E., Małek M., Wachowski M. Degradation of the Surface of Synthetic Layered Composites Due to Accelerated Ageing. *Materials*, 2025, vol. 18, no. 14, p. 3342.
31. Stark N.M., Matuana L.M. Surface chemistry and mechanical property changes of wood-flour/high-density-polyethylene composites after accelerated weathering. *Journal of Applied Polymer Science*, 2004, vol. 94, no. 6, pp. 2263–2273.
32. Peng Y., Liu R., Cao J. Characterization of surface chemistry and crystallization behavior of polypropylene composites reinforced with wood flour, cellulose, and lignin during accelerated weathering. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 332, pp. 253–259.
33. Sudół E., Kozikowska E., Szewczak E. Artificial Weathering Resistance Test Methods for Building Performance Assessment of Profiles Made of Natural Fibre-Reinforced Polymer Composites. *Materials*, 2021, vol. 15, no. 1, p. 296.
34. Acosta A.P., Amico S.C., Delucis R. et al. Surface analysis of different wood polymer composites exposed to artificial weathering. *Journal of Wood Chemistry and Technology*, 2024, vol. 44, no. 2, pp. 88–101.
35. Mushtaq M., Gulipalli P., Adusumalli R., Suresh K., Abraham A.A. Effect of 200 days of cyclic weathering and salt spray on the performance of PU coating applied on a composite substrate. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2025, vol. 32, no. 1, p. 20250055.
36. Rogha E., Bazli M., Shahbazi R. et al. Understanding UV-driven degradation in 3D-printed continuous fibre composites: Impact, hardness, and surface evolution. *Journal of Building Engineering*, 2026, vol. 120, p. 115494.
37. Nzimande M.C., Mtibe A., Tichapondwa S., John M.J. A Review of Weathering Studies in Plastics and Biocomposites – Effects on Mechanical Properties and Emissions of Volatile Organic Compounds (VOCs). *Polymers*, 2024, vol. 16, no. 8, p. 1103.
38. Ramesh M., Selvan M.T., Deepa C. Wettability and weathering behavior of polymeric bionanocomposites. *Polymer Nano-Biocomposites: Preparation, Properties and Applications*. Elsevier, 2025, pp. 253–292.
39. Nezafatkah S., Margoto O.H., Sassani F., Milani A.S. Understanding natural and accelerated weathering degradation mechanisms of glass and natural fiber composites: A review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2026, vol. 45, no. 7–8, pp. 1741–1763.
40. Oliveira M.S., da Luz F.S., Monteiro S.N. Research Progress of Aging Effects on Fiber-Reinforced Polymer Composites: A Brief Review. *Characterization of Minerals, Metals and Materials*. Springer, 2021, pp. 505–515.
41. Tongco J.V. Effects of treatment methods on surface morphology and performance of modified natural fiber biopolymers and biocomposites – a comprehensive review. *Journal of Polymer Research*, 2025, vol. 32, no. 12, p. 443.

Информация об авторах

Старцев Валерий Олегович, начальник лаборатории, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Valery O. Startsev, Head of Laboratory, Doctor of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksandr A. Nechaev, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.07.2026.
The article was submitted 10.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.07.2026.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-161-173

ПУТИ ДОСТИЖЕНИЯ ПОЖАРОБЕЗОПАСНОСТИ ТКАНЕПЛЕНОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГИБКИХ ТРУБОПРОВОДОВ СИСТЕМ КОНДИЦИОНИРОВАНИЯ ВОЗДУХА

К.В. Макрушин¹, А.А. Баранников¹, И.А. Ищенко¹, М.М. Платонов², А.Н. Бабин²

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

²Общество с ограниченной ответственностью «Научно-исследовательский центр «Современные полимерные материалы», Москва, Россия; info@nic-spm.ru

Аннотация. Показаны основные способы достижения пожаробезопасности тканепленочных материалов, предназначенных для изготовления гибких трубопроводов систем кондиционирования воздуха. Пожаробезопасность данных изделий является одним из основных требований для обеспечения безопасности летательных аппаратов, применяющих системы кондиционирования воздуха. Приведены сведения о влиянии химической структуры полимерных покрытий на пожаробезопасность гибких воздухопроводов. Рассмотрены различные варианты антипиренов. Даны подробная информация, ее анализ и выводы по изученному вопросу.

Ключевые слова: тканепленочные материалы, гибкие трубопроводы, системы кондиционирования воздуха, пожаробезопасность, требования, антипирены

Для цитирования: Макрушин К.В., Баранников А.А., Ищенко И.А., Платонов М.М., Бабин А.Н. Пути достижения пожаробезопасности тканепленочных материалов, применяемых для изготовления гибких трубопроводов систем кондиционирования воздуха // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 161–173. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-161-173.

Scientific article

WAYS TO ACHIEVE FIRE SAFETY OF FABRIC-FILM MATERIALS USED IN THE MANUFACTURING OF FLEXIBLE AIR CONDITIONING PIPELINES

K.V. Makrushin¹, A.A. Barannikov¹, I.A. Ishchenko¹, M.M. Platonov², A.N. Babin²

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

²Limited Liability Company «Scientific Research Center «Modern Polymer Materials», Moscow, Russia; info@nic-spm.ru

Abstract. This article presents the key methods for achieving fire safety in fabric-film materials used for the manufacture of flexible ducts for air conditioning systems in aircraft. Fire safety for these products is a key requirement and is essential for the safety of aircraft using air conditioning systems. This article provides information on the influence of the chemical structure of polymer coatings on flexible air ducts' fire safety. Various flame retardant options are discussed. Detailed information, its analysis, and conclusions on the issue under study are provided.

Keywords: fabric-film materials, flexible ducts, air conditioning systems, fire safety, requirements, flame retardants

For citation: Makrushin K.V., Barannikov A.A., Ishchenko I.A., Platonov M.M., Babin A.N. Ways to achieve fire safety of fabric-film materials used in the manufacturing of flexible air conditioning pipelines. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 161–173. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-161-173.

Введение

В настоящее время в Российской Федерации ведется ряд разработок новой перспективной авиационной техники. Однако для ее серийного освоения следует решить важную задачу по импортозамещению материалов. В этой связи необходим качественный скачок в области материаловедения по разработке и внедрению в производство современных материалов, к которым относятся тканепленочные материалы (ТПМ), используемые для изготовления гибких трубопроводов систем кондиционирования воздуха (СКВ).

Гибкие трубопроводы СКВ широко применяются в конструкциях летательных аппаратов. Основное назначение СКВ – это поддержание комфортных условий жизнедеятельности для членов экипажа и пассажиров. Очевидно, что свойства разреженной атмосферы, особенно в условиях больших высот полета летательного аппарата, не подходят для нормального функционирования организма человека. Следовательно, основными задачами СКВ являются обеспечение искусственного климата в кабинах и салонах летательных аппаратов, поддержание оптимальных значений влажности и температуры воздуха [1, 2]. В ранее разработанных и серийно производимых конструкциях летательных аппаратов трубопроводы СКВ в основном изготавливали из сплавов на основе алюминия. Но уже в 1970-е гг. в передовых отраслях техники стали широко применяться полимерные композиционные материалы. В первую очередь эта тенденция нашла широкое применение при разработке и создании авиационной и космической техники [3–5]. Основные преимущества использования полимерных композиционных материалов в трубопроводах СКВ перед традиционными металлическими конструкциями – значительное снижение массы, повышение коррозионной стойкости и ресурса трубопроводов и летательных аппаратов [6]. Трубопроводы СКВ из полимерных композиционных материалов могут изготавливаться в виде жестких элементов круглого, овального или коробчатого сечения. Но с целью снижения трудоемкости монтажа и обеспечения размещения трубопроводов в местах, где проходят различные коммуникации (жгуты, гидравлические и топливные системы), предпочтительно применение гибких воздухопроводов [7]. Внешний вид гибкого воздуховода СКВ показан на рис. 1.

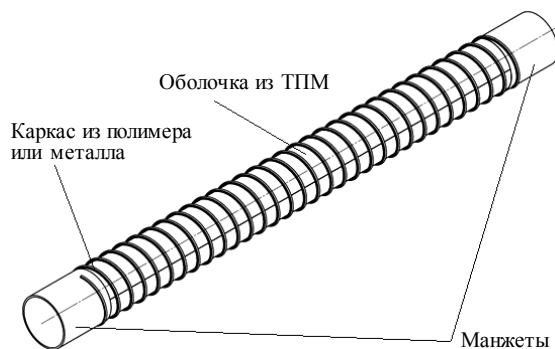


Рис. 1. Схема гибкого воздуховода системы кондиционирования воздуха (ТПМ – тканепленочный материал)

Необходимо отметить, что в настоящее время гибкие воздухопроводы СКВ широко используются в зарубежных самолетах и вертолетах, а в Российской Федерации наблюдается отставание в этой важной области [8]. К гибким воздуховодам предъявляют основные требования по минимальной массе, необходимой прочности, безопасности для здоровья человека и пожаробезопасности [9]. Имеется значительный выбор пожаробезопасных материалов для армирующего спирального каркаса (металл, шнуры из арамида или стекловолокна, термостойкие полимеры). Создать легкий и прочный

пожаробезопасный ТПМ гораздо труднее. По этой причине поставлена задача по созданию отечественных пожаробезопасных ТПМ, применяемых в качестве оболочки гибких воздуховодов СКВ и не уступающих по своим свойствам зарубежным аналогам.

Материалы и методы

Пожаробезопасность – это комплексное свойство, которое зависит от химического состава, структуры, термической стабильности, конструкции материала и условий горения.

В настоящее время, согласно государственным (федеральным) авиационным нормам, к материалу СКВ предъявляют требования только по ограничению горючести (воспламеняемости). Наиболее жесткие требования по пожаробезопасности предъявляют к материалам, применяемым в пассажирских салонах воздушных судов, к которым относится и ТПМ [10]. Такие материалы должны соответствовать требованиям, изложенным в п. 25.853 (а) авиационных норм при испытаниях методом, описанным в Части I Приложения F. Сущность метода испытаний заключается в воздействии пламени лабораторной газовой горелки Бузена или Торриллы в течение 12 с на вертикально расположенный образец и регистрации продолжительности остаточного (самостоятельного) горения, длины прогорания и продолжительности горения падающих капель.

Основные свойства ТПМ как композита зависят от свойств исходных материалов – тканевой основы и резиноподобного полимерного покрытия. Кроме минимальной массы и пожаробезопасности, к ТПМ также предъявляют требования к химической инертности. В качестве тканевой основы для пожаробезопасных ТПМ наиболее перспективными являются стеклоткани, которые имеют ряд преимуществ – высокую удельную прочность при минимальной массе, гибкость, влагоустойчивость, стойкость к воздействию агрессивных сред, сопротивление горению, теплоизоляционные и диэлектрические свойства, а также экологическую безопасность [11].

При выборе исходных материалов для ТПМ с учетом необходимости выполнения комплекса требований по пожаробезопасности, гибкости, безопасности для персонала, химической стабильности в первую очередь можно обратить внимание на полимеры с кремнийорганической основой.

В первую очередь на пожаробезопасность покрытий на основе кремнийорганического полимера влияют термические свойства. В таких полимерах наличие стабильных химических связей типа Si–O и Si–C обеспечивает более высокий уровень термостойкости и устойчивости к окислению по сравнению со связями типа C–C в органических смолах. Показателем данной стабильности может быть теплота образования химической связи. Например, для полидиметилсилоксана (ПДМС) теплота образования связи типа Si–O составляет 452 кДж/моль, а в органических смолах для связи типа C–C этот показатель колеблется от 318 до 352 кДж/моль.

Кремнийорганические полимеры также отличаются превосходной термической стойкостью [12], например температура вспышки чистого ПДМС превышает 300 °C в зависимости от молекулярной массы.

При термическом разложении ПДМС наблюдается незначительная скорость тепловыделения, обычно в пределах 60–150 кВт/м² [13]. При горении ПДМС происходит выделение SiO₂, CO₂ и H₂O. Таким образом, можно утверждать, что при горении соединений кремния не выделяются токсичные и агрессивные вещества. Кроме того, получаемая в результате такого горения пыль диоксида кремния имеет высокий уровень диэлектрических свойств и образует дополнительную термозащиту [14].

Содержащиеся в кремнийорганических покрытиях вспомогательные вещества (например, модификаторы, усиливающие адгезию) также могут влиять на пожаробезопасность ТПМ. В работе [15] показано положительное влияние наполнителей, например мусковита, на термостойкие свойства кремнийсодержащих покрытий. Получены керамические слои после сжигания составов на основе кремнийорганического полимера при температуре 1050 °С.

Зачастую на пожаробезопасность влияет структура материала, например, термическая стойкость ТПМ может снижаться из-за образования «карманов» между слоями ткани и покрытия. В них могут накапливаться легковоспламеняющиеся продукты термического разложения, снижающие пожаробезопасность [16].

Пожаробезопасные свойства ПДМС при тепловом разрушении в основном зависят от количества и типа концевых групп, наличия примесей каталитических веществ в полимерном покрытии [17]. Молекулярная масса ПДМС может влиять на процесс термической деполимеризации наряду со случайными расщеплениями цепи. В работе [18] сделан вывод, что наличие метильных групп в ПДМС значительно повышает термостойкость по сравнению с ПДМС с гидроксильными группами. Продукты разложения при этом содержат циклические олигомеры силоксана.

Авторы работы [19] предположили, что винильные концевые группы изменяют механизм термического разложения, в отличие от метильных групп. В работе [20] сделан вывод, что циклические олигомеры типа гексаметилциклотрисилоксана и октилметилциклотетрасилоксана являются продуктами термического разложения ПДМС, содержащего концевые винильные группы.

В работе [21] показано, что при термическом разложении полидиметилдифенилсилоксана имеет место корреляция между массой твердого остатка и содержанием фенильных групп. Возможно также дополнительное сшивание с помощью группы Si–H в начале термической деструкции, что показано на примере ПДМС, которые содержат метилсилоксановые фрагменты [22]. Выявлено, что их термостойкость повышается при увеличении плотности сшивки.

Комплексы платины, иридия и родия, используемые в качестве катализаторов для реакций сшивания ПДМС, оказывают явное влияние на повышение пожаробезопасности. Обычно они используются в количестве <(10–50) ppm. При термоокислении эти металлы катализируют образование метиленовых мостиков как внутри, так и между молекулами, что приводит к увеличению плотности сшивки и, следовательно, к снижению восприимчивости к термоокислению [23].

Результаты исследований показывают, что оксиды переходных металлов, таких как Fe, Ti, Zr, Ce, Zn, повышают устойчивость к высоким температурам и, следовательно, обеспечивают пожаробезопасность полимерного состава. В частности, в работе [24] указано, что для повышения термостойкости покрытий подушек безопасности, содержащих ПДМС, добавляют смеси оксидов CeO, FeO, Fe₂O₃ и TiO₂.

Результаты и обсуждение

Анализ научно-технической информации позволил сделать вывод, что наиболее простым способом достижения пожаробезопасности ТПМ является использование специализированных наполнителей-антипиренов. Для жидких кремнийорганических смесей антипирены обычно вводятся посредством простого процесса смешивания. Следует отметить, что системы антипиренов должны выбираться с учетом температуры обработки и термодеструкции кремнийорганического состава. Например, для композиций с температурой вулканизации >150 °С необходимо выбирать антипирены, имеющие

температуру разложения выше температуры обработки и примерно соответствующую температуре термодеструкции для предотвращения их разложения.

Использование галогенсодержащих антипиренов, несмотря на высокую эффективность, ограничено ввиду их низкой экологичности и высокой токсичности продуктов деструкции.

В настоящее время широко используются неорганические, вспучивающиеся, фосфорные/азотные/кремниевые и наноантипирены. Имеются практические примеры их применения в кремнийорганических композициях для изготовления пожаробезопасных материалов.

Антипирены на основе фосфора считаются эффективными безгалогеновыми антипиренами [25]. Они могут оказывать действие одновременно в конденсированной и газовой фазе. В конденсированной фазе высвобождаемая полифосфорная кислота способствует дегидратации и карбонизации полимерной матрицы, обеспечивая образование обуглероженного пенококса, что создает эффект физического барьера. Между тем в газовой фазе свободные радикалы, образующиеся из антипиренов на основе фосфора (PO^{-1} , HPO_2^{-1} и HPO^{-1}), реагируют со свободными радикалами полимерных молекул. Это взаимодействие обрывает цепные реакции окисления, что еще больше затрудняет горение, осуществляемое с помощью свободных радикалов [26].

Для кремнийорганических полимеров трудно добиться хорошей антипирлирующей способности путем добавления отдельных антипиренов на основе фосфора. Обычно антипирены, содержащие фосфор, обладают плохой термической стабильностью и водостойкостью, в то время как кремнийорганические полимеры применяются в высокотемпературных и высоковлажностных средах. Кроме того, продукты горения кремнийорганического полимера являются пористыми и рыхлыми, что делает этот антипирен неэффективным в конденсированной фазе для замедления горения [27].

Термозащитное действие азотсодержащих антипиренов, в отличие от фосфорсодержащих, в основном реализуется за счет газовой фазы. При достижении определенной температуры они начинают разлагаться на низкомолекулярные производные и выделять негорючие газы, например NH_3 . Этот процесс поглощает большое количество тепла, тем самым снижая температуру поверхности полимерной подложки. Кроме того, образующиеся негорючие газы могут снижать концентрацию горючих парообразных продуктов, выделяемых из полимера и окружающего кислорода [28].

Авторы работы [29] использовали цианурат меламина для получения термостойкого кремнийорганического состава и исследовали его свойства в процессе термического старения. Результаты показали, что введение цианурата меламина снижает стойкость к термическому старению. Однако остаточная масса увеличивается на ~10 % из-за реакции сшивания цепи в результате образования неорганических кремнийсодержащих продуктов. Кроме того, продемонстрировано, что цианурат меламина хорошо сочетается с кремнийорганическими соединениями, и реакция сшивания происходит между свободными радикалами и кислородом при высоких температурах, что значительно улучшает устойчивость к термическому старению.

Антипирены на основе кремния являются экологически чистыми, так как кремнийорганические вещества обладают низкой токсичностью. Полимеры с антипиренами на основе кремния в процессе горения могут генерировать наночастицы SiO_2 . Низкая поверхностная энергия позволяет такому нанокремнезему осаждаться на поверхности полимера вместе с другими продуктами разложения с образованием гибридного керамического слоя [30].

Этот защитный слой может ограничивать перенос тепла, горючего газа и кислорода, что дополнительно защищает внутренний слой полимера от дальнейшего термического разложения и горения. Полиэдральные олигомерные силсесквиоксаны

(ПОСС) – тип антипирена на основе кремния, который представляет собой наноразмерные гибридные молекулы в форме клетки, состоящие из кремния и кислорода с жестким полым ядром из кремния. Такая структура способствует формированию термической стабильности и антиокислительных свойств полимеров [30, 31]. Это самые маленькие частицы кремния (от 1 до 3 нм), которые можно получить. Функциональные группы, присутствующие на краях структуры в форме клетки, можно рационально спроектировать для улучшения совместимости на границе раздела с полимерами, что позволяет включать ПОСС в качестве реактивных компонентов в полимерную матрицу. В настоящее время ПОСС и их производные применяются для улучшения механических и термических свойств, а также для достижения пожаробезопасности различных полимеров, включая кремнийсодержащие [32].

В настоящее время фосфорно-азотные антипирены являются наиболее распространенными и широко используемыми системами для достижения высокоэффективной термостойкости полимеров. Эти антипирены обычно обеспечивают комбинированную газовую и конденсированную фазовую термостойкость [33–35]. Они обладают такими преимуществами, как низкий уровень дымообразования, токсичности и противокapельные свойства.

Введение подобных антипиренов эффективно повышает термостойкость и кремнийорганических композиций. При добавлении 30 частей гекса(п-ацетамидофеноксид)циклотрифосфазена на 100 частей кремнийорганического каучука композиты имели классификацию V-0 по методу испытаний UL-94, а тепловыделение и дымообразование снизились на ~27 и ~42 % соответственно. Кроме того, результаты испытаний подтвердили, что гекса(п-ацетамидофеноксид)циклотрифосфазен влияет на формирование защитных слоев и улавливание свободных радикалов [36].

Неорганические антипирены обеспечивают требуемую пожаробезопасность за счет снижения доли горючих продуктов, изменения теплопроводности и других свойств полимерных матриц. В покрытиях на основе полисилоксанов наиболее широко используются неорганические антипирены, такие как гидроксиды магния и алюминия, слоистые двойные гидроксиды, оксиды металлов и др. [37–39].

Гидроксиды металлов, например магния и алюминия, обычно используются в качестве термостойких наполнителей для различных полимеров благодаря низкой стоимости и нетоксичности дыма. Они могут снижать концентрацию кислорода, поглощать тепло и способствуют образованию защитного слоя сажи. К сожалению, при практическом применении для достижения полной пожаробезопасности силоксановых полимеров требуется высокое наполнение, что ухудшает их механические свойства. Поэтому необходимо улучшить адгезию и дисперсию металлических гидроксидов в кремнийорганических эластомерах для повышения термостойкости.

Вулканизированные при комнатной температуре кремнийорганические составы широко применяются в качестве электроизоляционного материала. Использование гидроксида алюминия в составе кремнийорганических компаундов обычно обеспечивает хорошие электроизоляционные свойства, но термостойкость при небольшом наполнении таких материалов низкая [40].

Авторы работы [41] получили силиконовый компаунд, заполненный гидроксидом алюминия, с графеновыми нанопластинами. Результаты исследований показали, что введение графеновых нанопластин в силикон, содержащий гидроксид алюминия, значительно повысило стойкость к горению, сохранив при этом электроизоляционные свойства на приемлемом уровне.

Оксиды металлов обычно используются для повышения термической стабильности полимеров. Для получения необходимой пожаробезопасности могут применяться также другие синергические антипирены.

Авторы работы [42] использовали вспучивающийся огнестойкий состав (состоящий из фосфорной кислоты, меламина и пентаэритрита) и Fe_2O_3 в качестве дымоподавляющего агента в силоксановых компаундах. Результаты исследований показали, что Fe_2O_3 может усиливать эффект дымоподавления и повышать температуру термической деструкции. Оксид железа способствует ранней реакции сшивания полимера во время разложения, что интенсифицирует образование сажи. Целостность слоя нанокремнезема определяет эффективность защиты, поскольку он может действовать как идеальный физический барьер, блокируя передачу тепла и внешнего кислорода к полимеру, тем самым ограничивая дальнейшее горение внутренних слоев полимерных матриц. Комбинированные катализаторы не только увеличивают выход сажи, но и улучшают структуру ее пористого слоя, значительно повышая пожаробезопасность и дымоподавляющие свойства кремнийорганического полимера.

На основании изложенного можно сделать вывод, что классический подход к обеспечению пожаробезопасности кремнийорганических полимеров за счет использования антипиренов продолжает активно развиваться.

Как указано ранее, галогенсодержащие антипирены опасны для экологии и токсичны. Поэтому заметна тенденция разработки безгалогеновых термостойких полимерных материалов. Фосфор- и азотсодержащие добавки усиливают пожаробезопасность за счет фазовых и газовых воздействий, однако по отдельности антипирены на основе P, N или Si не достигают высокой эффективности. Хотя синергетические антипирены на основе фосфора и азота демонстрируют высокую термостойкость, процесс их получения трудоемкий с небольшим выходом конечного продукта. Эти добавки также демонстрируют плохую совместимость с кремнийорганической матрицей, что отрицательно сказывается на механических свойствах материала.

Платина или соединения платины обладают хорошей каталитической эффективностью, так как этот элемент влияет на образование поперечных сшивок при термическом разложении. Однако стоимость таких добавок высока. Кроме того, их отдельное использование не позволяет достичь высокого кислородного индекса для кремнийорганического полимера, поэтому их следует комбинировать с другими антипиреновыми добавками.

Наноантипирены, используемые в небольшом количестве, обеспечивают высокую эффективность и минимальное воздействие на механические свойства кремнийорганического эластомера. Однако предотвращение образования агломератов и обеспечение равномерного распределения наноматериалов в матрице представляют значительные проблемы. Достижения в области модификации поверхности для улучшения совместимости нанонаполнителя и матрицы имеют решающее значение. Несмотря на значительный прогресс, идеальной антипиреновой системы для кремнийорганических полимеров пока не существует, поскольку каждая из них имеет преимущества и недостатки.

На основании проведенного информационного обзора можно сделать вывод, что наиболее привлекательным антипиреном в составе полимерного покрытия для ТПМ СКВ является гидроксид алюминия с аппретированной поверхностью, так как материал прежде всего должен быть экологичным и безопасным для здоровья человека. Это одно из наиболее важных условий применения ТПМ в составе гибких воздуховодов, обеспечивающих кондиционирование воздуха в самолете. Данный материал также стабилен при температуре эксплуатации, имеет низкую стоимость, производится на территории РФ в широком ассортименте [43]. Недостатками материала

являются невысокая эффективность как антипирена и необходимость высокого наполнения (>100 %) кремнийорганического полимера, что приводит к снижению прочностных характеристик.

Заключения

По техническому заданию НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ силами ООО «НИЦ «Современные полимерные материалы» и ООО «Химпродукт» проведены исследования. На основе полученных результатов и данных анализа научно-технической информации разработаны технические требования к новому отечественному ТПМ. Выработаны экспериментальные технологические режимы, по которым изготовлены и испытаны опытные образцы ТПМ, не уступающего импортным аналогам, в том числе по пожаробезопасности. Опытный пожаробезопасный ТПМ представляет собой стеклоткань с односторонним покрытием на основе эластичного термоотверждаемого кремнийорганического клея, содержащего гидроксидный антипирен, красный термостойкий пигмент на основе оксида железа и модификаторы адгезии и реологии.

Внешний вид отечественного опытного пожаробезопасного ТПМ показан на рис. 2.



Рис. 2. Внешний вид опытного пожаробезопасного тканепленочного материала

Отечественный опытный ТПМ можно рекомендовать для изготовления гибких трубопроводов в составе СКВ воздушных судов, работоспособных в интервале температур от –60 до +200 °С.

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

Работа проведена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Министерство) в рамках Соглашений № 075-11-2024-006 и № 075-11-2025-010 между Министерством и Федеральным государственным унитарным предприятием «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» на основании Распоряжения Правительства Российской Федерации от 04 июля 2023 г. № 1789-р об утверждении комплексной научно-технической программы полного инновационного цикла «Новые композиционные материалы: технологии конструирования и производства».

Благодарности

Авторы выражают благодарность коллективу ООО «Химпродукт» за выполнение исследований по отработке технологических режимов изготовления экспериментальных и опытных партий нового отечественного ТПМ.

Список источников

1. ГОСТ 22607–77. Системы кондиционирования воздуха самолетов и вертолетов. Термины и определения. М.: Изд-во стандартов, 1977. 7 с.
2. Ткачева В.Р., Галка Г.А. Обзор существующих систем кондиционирования воздушных судов // Молодой ученый. 2016. № 23 (127). С. 91–95.
3. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
4. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 122–144. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Ерасов В.С., Сибяев И.Г. Схема разработки и оценки свойств конструкционных авиационных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 61–81. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
6. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиационно-космической техники // Перспективные материалы. 2000. № 3. С. 27–36.
7. Вешкин Е.А., Сатдинов Р.А., Постнов В.И., Стрельников С.В. Современные полимерные материалы для изготовления элементов системы кондиционирования воздуха в летательных аппаратах // Труды ВИАМ. 2017. № 12 (60). С. 63–73. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-6-6.
8. Каблов Е.Н. Материалы – основа любого дела // Деловая слава России. 2013. № 2. С. 4–9.
9. Иванов М.С., Павлюкович Н.Г., Донских И.Н., Морозова В.С. Влияние эксплуатационных факторов на свойства тканепленочного материала для воздухопроводов низкого давления системы кондиционирования воздуха летательных аппаратов // Труды ВИАМ. 2023. № 4 (122). С. 118–127. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-118-127.
10. Старков А.И., Куцевич К.Е., Исаев А.Ю., Барботько С.Л., Баранников А.А. Исследование горючести, дымообразования и токсичности в процессе горения полимерных композиционных материалов и трехслойных сотовых конструкций на их основе // Труды ВИАМ. 2025. № 6 (148). С. 73–85. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-73-85.
11. ГОСТ 19907–2015. Ткани электроизоляционные из стеклянных крученых комплексных нитей. М.: Стандартинформ, 2015. 12 с.
12. Dvornic P.R. Thermal properties of polysiloxanes in Silicon-Containing Polymers // The Science and Technology of Their Synthesis and Applications / Eds. R.G. Jones, W. Ando, J. Chojnowski. Springer, 2000. P. 185–213.
13. Buch R.R. Rates of heat release and related fire parameters for silicones // Fire Safety Journal. 1991. Vol. 17. P. 1–12.
14. Hsieh F.Y. Shielding effects of silica-ash layer on the combustion of silicones and their possible applications on the fire retardancy of organic polymers // Fire and Materials. 1998. Vol. 22. P. 69–76.
15. Mansouri J., Burford R.P., Cheng Y.B., Hanu L. Formation of strong ceramified ash from silicone-based compositions // Journal of Materials Science. 2005. Vol. 40. P. 5741–5749.
16. David C.T. Silicone Rubber Flame Resistance // Proceedings of the Hose Manufacturer Conference. Hague, 2007. P. 14.
17. Dvornic P.R. High Temperature Stability of Polysiloxanes in Silicon Compounds: Silanes and Silicones // Gelest Catalog. Morrisville, 2004. P. 419–432.
18. Grassie N., Macfarlane I.G. The thermal degradation of polysiloxanes. I. Poly(dimethylsiloxane) // European Polymer Journal. 1978. Vol. 14. P. 875–884.
19. Jovanovic J.D., Govedarica M.N., Dvornic P.R., Popovic I.G. The thermogravimetric analysis of some polysiloxanes // Polymer Degradation and Stability. 1998. Vol. 61. P. 87–93.

20. Deshpande G., Rezac M.E. The effect of phenyl content on the degradation of poly(dimethyl diphenyl) siloxane copolymers // *Polymer Degradation and Stability*. 2001. Vol. 74. P. 363–370.
21. Grassie N., Francey K.F., Macfarlane I.G. The thermal degradation of polysiloxanes. Part 4: Poly(dimethyl/diphenyl siloxane) // *Polymer Degradation and Stability*. 1980. Vol. 2. P. 67–83.
22. Hadayashida K., Tsuge S., Ohtani H. Flame retardant mechanism of polydimethylsiloxane material containing platinum compound studied by analytical pyrolysis technique and alkaline gas chromatography // *Polymer*. 2003. Vol. 44. P. 5611–5616.
23. Silicone Coated Base Material and Air Bag Base Material: pat. US 5529837A; appl. 27.02.95; publ. 25.06.96.
24. Zhou X., Qiu S.L., Mu X.W. et al. Polyphosphazenes-based flame retardants: A review // *Composites. Part B: Engineering*. 2020. Vol. 202. P. 108397.
25. Cai W., Lin B., Qi L. et al. Bio-based and fireproof radiative cooling aerogel film: Achieving higher sustainability and safety // *Chemical Engineering Journal*. 2024. Vol. 488. P. 150784.
26. Shen S., Xin Y., Niu Z. et al. Phosphazene derivative cross-linked liquid silicone rubber and its mechanical and thermal properties // *Polymer Degradation and Stability*. 2022. Vol. 203. P. 110086.
27. Cao C.F., Yu B., Huang J. et al. Biomimetic, Mechanically Strong Supramolecular Nanosystem Enabling Solvent Resistance, Reliable Fire Protection and Ultralong Fire Warning // *ACS Nano*. 2022. Vol. 16. P. 20865–20876.
28. Huang X., Tian Z., Zhang D. et al. The synergetic effect of antimony (Sb_2O_3) and melamine cyanurate (MCA) on the flame-retardant behavior of silicon rubber // *Polymer Bulletin*. 2020. Vol. 78. P. 185–202.
29. Zhou C., Wang J., Li J., Shi J. Thermal aging properties of flame retardant silicone rubber based on melamine cyanurate // *Journal of Applied Polymer Science*. 2020. Vol. 138. P. 49919.
30. Wu T., Qiu J., Lai X. et al. Effect and mechanism of hepta-phenyl vinyl polyhedral oligomeric silsesquioxane on the flame retardancy of silicone rubber // *Polymer Degradation and Stability*. 2019. Vol. 159. P. 163–173.
31. Wu Q., Gong L.-X., Li Y. et al. Efficient Flame Detection and Early Warning Sensors on Combustible Materials Using Hierarchical Graphene Oxide/Silicone Coatings // *ACS Nano*. 2018. Vol. 12. P. 416–424.
32. Rybiński P., Syrek B., Bradło D., Żukowski W. Effect of POSS Particles and Synergism Action of POSS and Poly-(Melamine Phosphate) on the Thermal Properties and Flame Retardance of Silicone Rubber Composites // *Materials*. 2018. Vol. 11. P. 1298.
33. Zhang W., Camino G., Yang R. Polymer/polyhedral oligomeric silsesquioxane (POSS) nanocomposites: An overview of fire retardance // *Progress in Polymer Science*. 2017. Vol. 67. P. 77–125.
34. Gao X., Liu H., Wei H. et al. Effect of incompletely condensed tri-silanol-phenyl-POSS on the thermal stability of silicone rubber // *Polymer Bulletin*. 2018. Vol. 76. P. 2835–2850.
35. Yaoke D., Yuan Z., Wang J. Synthesis of a phosphorus-containing trisilanol POSS and its application in RTV composites // *e-Polymers*. 2018. Vol. 18. P. 237–245.
36. Zhu C., Deng C., Cao J.-Y., Wang Y.-Z. An efficient flame retardant for silicone rubber: Preparation and application // *Polymer Degradation and Stability*. 2015. Vol. 121. P. 42–50.
37. Konstantinova A., Yudaev P., Orlov A. et al. Aryloxyphosphazene-Modified and Graphite-Filled Epoxy Compositions with Reduced Flammability and Electrically Conductive Properties // *Journal of Composites Science*. 2023. Vol. 7. P. 417.
38. Bornosuz N.V., Gorbunova I.Y., Kireev V.V. et al. Synthesis and Application of Arylaminophosphazene as a Flame Retardant and Catalyst for the Polymerization of Benzoxazines // *Polymers*. 2021. Vol. 13. P. 263.
39. Orlov A., Konstantinova A., Korotkov R. et al. Epoxy Compositions with Reduced Flammability Based on DER-354 Resin and a Curing Agent Containing Aminophosphazenes Synthesized in Bulk Isophoronediamine // *Polymers*. 2022. Vol. 14. P. 3592.
40. Yang J., Ma W., Hu D. et al. Facile preparation and flame retardancy mechanism of cyclophosphazene derivatives for highly flame-retardant silicone rubber composites // *Journal of Applied Polymer Science*. 2020. Vol. 138. P. 50297.

41. Nazir M.T., Khalid A., Kabir I. et al. Flame Retardancy and Excellent Electrical Insulation Performance of RTV Silicone Rubber // *Polymers*. 2021. Vol. 13. P. 2854.
42. Chen X., Li M., Zhuo J. et al. Influence of Fe₂O₃ on smoke suppression and thermal degradation properties in intumescent flame-retardant silicone rubber // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2015. Vol. 123. P. 439–448.
43. Гидроксид алюминия ФРАМИАЛ // ЗАО «ГЕОКОМ». URL: <https://geokom.com/ru/framial/> (дата обращения: 03.03.2026).

References

1. State Standard 22607–77. *Air conditioning systems for aircraft and helicopters. Terms and definitions*. Moscow: Standards Publishing House, 1977, 7 p.
2. Tkacheva V.R., Galka G.A. Overview of existing aircraft air conditioning systems. *Molodoy Ucheny*, 2016, no. 23 (127), pp. 91–95.
3. Kablov E.N. What the future is made of? New-generation materials, technologies for their creation and processing – the foundation of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
4. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 122–144. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Erasov V.S., Sibayev I.G. Scheme for the development and evaluation of properties of structural aviation composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 61–81. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
6. Kablov E.N. Key directions in the development of materials for aerospace technology. *Perspektivnye materialy*, 2000, no. 3, pp. 27–36.
7. Veshkin E.A., Satdinov R.A., Postnov V.I., Strelnikov S.V. Modern polymer materials for manufacture of elements of the air conditioning system in flying apparatus. *Trudy VIAM*, 2017, no. 12 (60), pp. 63–73. URL: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-6-6.
8. Kablov E.N. Materials: The Foundation of Any Endeavor. *Delovaya slava Rossii*, 2013, no. 2, pp. 4–9.
9. Ivanov M.S., Pavlukovich N.G., Donskih I.N., Morozova V.S. Influence of operational factors on the properties of fabricfilm material for lowpressure air ducts of the air conditioning system of aircraft. *Trudy VIAM*, 2023, no. 4 (122), pp. 118–127. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-118-127.
10. Starkov A.I., Kutsevich K.E., Isaev A.Yu., Barbotko S.L., Barannikov A.A. Study of flammability, smoke formation and toxicity in the process of combustion of polymer composite materials and three-layer honeycomb structures based on them. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), pp. 73–85. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-73-85.
11. State Standard 19907–2015. *Electrical insulating fabrics made of twisted glass multifilament yarns*. Moscow: Standartinform, 2015, 12 p.
12. Dvornic P.R. Thermal properties of polysiloxanes in Silicon-Containing Polymers. *The Science and Technology of Their Synthesis and Applications*. Eds. R.G. Jones, W. Ando, J. Chojnowski. Springer, 2000, pp. 185–213.
13. Buch R.R. Rates of heat release and related fire parameters for silicones. *Fire Safety Journal*, 1991, vol. 17, pp. 1–12.
14. Hsieh F.Y. Shielding effects of silica-ash layer on the combustion of silicones and their possible applications on the fire retardancy of organic polymers. *Fire and Materials*, 1998, vol. 22, pp. 69–76.
15. Mansouri J., Burford R.P., Cheng Y.B., Hanu L. Formation of strong ceramified ash from silicone-based compositions. *Journal of Materials Science*, 2005, vol. 40, pp. 5741–5749.

16. David C.T. Silicone Rubber Flame Resistance. *Proceedings of the Hose Manufacturer Conference*. Hague, 2007, p. 14.
17. Dvornic P.R. High Temperature Stability of Polysiloxanes in Silicon Compounds: Silanes and Silicones. *Gelest Catalog*. Morrisville, 2004, pp. 419–432.
18. Grassie N., Macfarlane I.G. The thermal degradation of polysiloxanes. I. Poly(dimethylsiloxane). *European Polymer Journal*, 1978, vol. 14, pp. 875–884.
19. Jovanovic J.D., Govedarica M.N., Dvornic P.R., Popovic I.G. The thermogravimetric analysis of some polysiloxanes. *Polymer Degradation and Stability*, 1998, vol. 61, pp. 87–93.
20. Deshpande G., Rezac M.E. The effect of phenyl content on the degradation of poly(dimethyl diphenyl) siloxane copolymers. *Polymer Degradation and Stability*, 2001, vol. 74, pp. 363–370.
21. Grassie N., Francey K.F., Macfarlane I.G. The thermal degradation of polysiloxanes. Part 4: Poly(dimethyl/diphenyl siloxane). *Polymer Degradation and Stability*, 1980, vol. 2, pp. 67–83.
22. Hadayashida K., Tsuge S., Ohtani H. Flame retardant mechanism of polydimethylsiloxane material containing platinum compound studied by analytical pyrolysis technique and alkaline gas chromatography. *Polymer*, 2003, vol. 44, pp. 5611–5616.
23. *Silicone Coated Base Material and Air Bag Base Material*: pat. US 5529837A; appl. 27.02.95; publ. 25.06.96.
24. Zhou X., Qiu S.L., Mu X.W. et al. Polyphosphazenes-based flame retardants: A review. *Composites. Part B: Engineering*, 2020, vol. 202, p. 108397.
25. Cai W., Lin B., Qi L. et al. Bio-based and fireproof radiative cooling aerogel film: Achieving higher sustainability and safety. *Chemical Engineering Journal*, 2024, vol. 488, p. 150784.
26. Shen S., Xin Y., Niu Z. et al. Phosphazene derivative cross-linked liquid silicone rubber and its mechanical and thermal properties. *Polymer Degradation and Stability*, 2022, vol. 203, p. 110086.
27. Cao C.F., Yu B., Huang J. et al. Biomimetic, Mechanically Strong Supramolecular Nanosystem Enabling Solvent Resistance, Reliable Fire Protection and Ultralong Fire Warning. *ACS Nano*, 2022, vol. 16, pp. 20865–20876.
28. Huang X., Tian Z., Zhang D. et al. The synergetic effect of antimony (Sb_2O_3) and melamine cyanurate (MCA) on the flame-retardant behavior of silicon rubber. *Polymer Bulletin*, 2020, vol. 78, pp. 185–202.
29. Zhou C., Wang J., Li J., Shi J. Thermal aging properties of flame retardant silicone rubber based on melamine cyanurate. *Journal of Applied Polymer Science*, 2020, vol. 138, p. 49919.
30. Wu T., Qiu J., Lai X. et al. Effect and mechanism of hepta-phenyl vinyl polyhedral oligomeric silsesquioxane on the flame retardancy of silicone rubber. *Polymer Degradation and Stability*, 2019, vol. 159, pp. 163–173.
31. Wu Q., Gong L.-X., Li Y. et al. Efficient Flame Detection and Early Warning Sensors on Combustible Materials Using Hierarchical Graphene Oxide/Silicone Coatings. *ACS Nano*, 2018, vol. 12, pp. 416–424.
32. Rybiński P., Syrek B., Bradło D., Żukowski W. Effect of POSS Particles and Synergism Action of POSS and Poly-(Melamine Phosphate) on the Thermal Properties and Flame Retardance of Silicone Rubber Composites. *Materials*, 2018, vol. 11, p. 1298.
33. Zhang W., Camino G., Yang R. Polymer/polyhedral oligomeric silsesquioxane (POSS) nanocomposites: An overview of fire retardance. *Progress in Polymer Science*, 2017, vol. 67, pp. 77–125.
34. Gao X., Liu H., Wei H. et al. Effect of incompletely condensed tri-silanol-phenyl-POSS on the thermal stability of silicone rubber. *Polymer Bulletin*, 2018, vol. 76, pp. 2835–2850.
35. Yaoke D., Yuan Z., Wang J. Synthesis of a phosphorus-containing trisilanol POSS and its application in RTV composites. *e-Polymers*, 2018, vol. 18, pp. 237–245.
36. Zhu C., Deng C., Cao J.-Y., Wang Y.-Z. An efficient flame retardant for silicone rubber: Preparation and application. *Polymer Degradation and Stability*, 2015, vol. 121, pp. 42–50.
37. Konstantinova A., Yudaev P., Orlov A. et al. Aryloxyphosphazene-Modified and Graphite-Filled Epoxy Compositions with Reduced Flammability and Electrically Conductive Properties. *Journal of Composites Science*, 2023, vol. 7, p. 417.

38. Bornosuz N.V., Gorbunova I.Y., Kireev V.V. et al. Synthesis and Application of Arylaminophosphazene as a Flame Retardant and Catalyst for the Polymerization of Benzoxazines. *Polymers*, 2021, vol. 13, p. 263.
39. Orlov A., Konstantinova A., Korotkov R. et al. Epoxy Compositions with Reduced Flammability Based on DER-354 Resin and a Curing Agent Containing Aminophosphazenes Synthesized in Bulk Isophoronediamine. *Polymers*, 2022, vol. 14, p. 3592.
40. Yang J., Ma W., Hu D. et al. Facile preparation and flame retardancy mechanism of cyclophosphazene derivatives for highly flame-retardant silicone rubber composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 2020, vol. 138, p. 50297.
41. Nazir M.T., Khalid A., Kabir I. et al. Flame Retardancy and Excellent Electrical Insulation Performance of RTV Silicone Rubber. *Polymers*, 2021, vol. 13, p. 2854.
42. Chen X., Li M., Zhuo J. et al. Influence of Fe_2O_3 on smoke suppression and thermal degradation properties in intumescent flame-retardant silicone rubber. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2015, vol. 123, pp. 439–448.
43. *Aluminum hydroxide FRAMIAL*. Available at: <https://geokom.com/ru/framial/> (accessed: March 03, 2026).

Информация об авторах

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

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

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

Платонов Максим Михайлович, генеральный директор, к.х.н., ООО «НИЦ «СПМ», info@nic-spm.ru

Бабин Анатолий Николаевич, директор по исследованиям и разработкам, ООО «НИЦ «СПМ», info@nic-spm.ru

Information about the authors

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

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

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

Maksim M. Platonov, Director General, Candidate of Sciences (Chem.), SIC SPM LLC, info@nic-spm.ru

Anatoly N. Babin, Director of Research and Development, SIC SPM LLC, info@nic-spm.ru

Статья поступила в редакцию 18.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.07.2026.
The article was submitted 18.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 20.07.2026.

Научная статья

УДК 621.318:621.373.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-174-184

**ЛАЗЕРНАЯ ПЕЧАТЬ МАГНИТНЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ
НА МИКРОМАГНИТАХ (PrDy)(FeCo)B**

Е.В. Дворецкая^{1,2}, М.В. Бахметьев¹, А.О. Колмаков¹, Р.А. Валеев²,
А.В. Бузенков², В.П. Пискорский², Р.Б. Моргунов^{1,2}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия; office@icp.ac.ru

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

Аннотация. Исследованы структура, химический состав и магнитные свойства микропроводов (PrDy)(FeCo)B после вакуумного отжига и локального лазерного облучения. Показано, что лазерное воздействие вызывает локальное изменение состава аморфного микропровода, включая уменьшение содержания редкоземельных элементов в зоне облучения, тогда как в поликристаллическом состоянии состав практически не меняется. Вакуумный отжиг приводит к кристаллизации материала и переходу из магнетомягкого в магнитотвердое состояние с увеличением коэрцитивной силы и магнитной анизотропии.

Ключевые слова: 3D-печать, аддитивные технологии, микромагниты, редкоземельные сплавы, переходные металлы, магнитный гистерезис

Для цитирования: Дворецкая Е.В., Бахметьев М.В., Колмаков А.О., Валеев Р.А., Бузенков А.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Лазерная печать магнитных изображений на микромагнитах (PrDy)(FeCo)B // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 174–184. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-174-184.

Scientific article

**LASER PRINTING OF MAGNETIC IMAGES
ON (PrDy)(FeCo)B MICROMAGNETS**

Е.В. Dvoretzskaya^{1,2}, М.В. Bakhmetyev¹, А.О. Kolmakov¹, R.A. Valeev²,
A.V. Buzenkov², V.P. Piskorsky², R.B. Morgunov^{1,2}

¹Federal Research Center of Problems of Chemical Physics and Medicinal Chemistry RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia; office@icp.ac.ru

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

Abstract. The structure, chemical composition, and magnetic properties of (PrDy)(FeCo)B microwires were studied after vacuum annealing and localized laser irradiation. It was shown that laser irradiation of amorphous microwires causes localized changes in composition, including a decrease in the rare-earth element content in the irradiated zone, whereas in the polycrystalline state, the composition remains virtually unchanged. Vacuum annealing leads to crystallization of the material and transition from a magnetically soft to a magnetically hard state with an increase in coercivity and magnetic anisotropy.

Keywords: 3D printing, additive manufacturing, micromagnets, rare-earth alloys, transition metals, magnetic hysteresis

For citation: Dvoretzkaya E.V., Bakhmetyev M.V., Kolmakov A.O., Valeev R.A., Buzenkov A.V., Piskorsky V.P., Morgunov R.B. Laser printing of magnetic images on (PrDy)(FeCo)B micromagnets. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 174–184. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-174-184.

Введение

Значительный практический интерес представляет изготовление микромагнитов с заданным распределением намагниченности в продольном направлении. Это способствует разработке устройств магнитного неразрушающего контроля, обработки сигналов и оптической записи магнитной информации [1–3], а также микроэлектромеханических систем (Micro-Electro-Mechanical Systems). Такие системы представляют собой миниатюрные устройства, объединяющие механические элементы, сенсоры, микроактуаторы и электронные схемы на одном микрочипе [4, 5]. Материалами для таких устройств могут служить сплавы редкоземельных и переходных металлов, которые занимают ключевое место в современной микроэлектромеханике благодаря сочетанию высокой коэрцитивной силы, значительной магнитокристаллической анизотропии и температурной стабильности [6]. Особый интерес вызывают микропровода, позволяющие реализовывать локализованные магнитные состояния и создавать материалы с заданными функциональными характеристиками [7–11].

Среди перспективных материалов выделяются системы (PrDy)(FeCo)B, в которых редкоземельные элементы Pr и Dy обеспечивают высокий уровень магнитокристаллической анизотропии и коэрцитивной силы, тогда как переходные металлы Fe и Co формируют высокий магнитный момент [12]. В зависимости от условий получения такие микропровода могут находиться как в аморфном, так и в поликристаллическом состоянии. Аморфная структура характеризуется сниженной коэрцитивной силой и изотропной намагниченностью, тогда как термическая обработка приводит к кристаллизации и формированию магнитотвердой фазы с магнитной анизотропией [13–15].

Перспективным инструментом локального управления структурой и магнитными характеристиками материала является лазерное облучение [16, 17]. Импульсное лазерное воздействие позволяет реализовать локальное плавление, испарение, а также быстрые нагрев и охлаждение материала, создавая области с измененной морфологией и модифицированными магнитными свойствами. При этом локальное плавление может приводить к перераспределению химических элементов, особенно редкоземельных компонентов, отличающихся высокой химической активностью и чувствительностью к термическому воздействию [16]. Программируемое сканирование лазером поверхности изделия допускает 3D-печать магнитных состояний и запись пикселя памяти в отдельной области. В связи с этой возможностью аддитивных технологий возникает задача совершенствования химической, структурной и магнитной стабильности материала, модифицированного лазерным облучением, а также исследования изменений морфологии, распределения химических элементов и магнитных свойств в локальных областях, подвергнутых лазерному облучению.

Цель работы – анализ последствий локального лазерного облучения и вакуумного отжига и их влияния на морфологию, химический состав и магнитные свойства микропроводов (PrDy)(FeCo)B, а также выявление связи лазерно-индуцированного изменения коэрцитивной силы и магнитной анизотропии со структурным состоянием материала и геометрическими параметрами поверхности микропровода.

Материалы и методы

Аморфные микропровода (PrDy)(FeCo)B (рис. 1) получали методом экстракции капли расплава от нагретой электронным пучком поверхности спеченного магнита. Торцевую поверхность спеченного магнита после оплавления и формирования капли захватывали выступом на вращающемся со скоростью ≤ 60 м/с латунном цилиндре с водяным охлаждением. При тепловом контакте расплава с цилиндром скорость охлаждения не превышала 10^6 К/с. Полученные микропровода (PrDy)(FeCo)B имели полуцилиндрическую форму (рис. 1, в), диаметр до 80 мкм и длину до 150 мкм. Для формирования поликристаллической структуры микропровода подвергали вакуумному отжигу при давлении 10^{-5} Торр (133,3 Па) и температуре 700 °С в течение 2 ч. На рис. 1, б приведено изображение торца микропровода (PrDy)(FeCo)B после вакуумного отжига, полученное методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

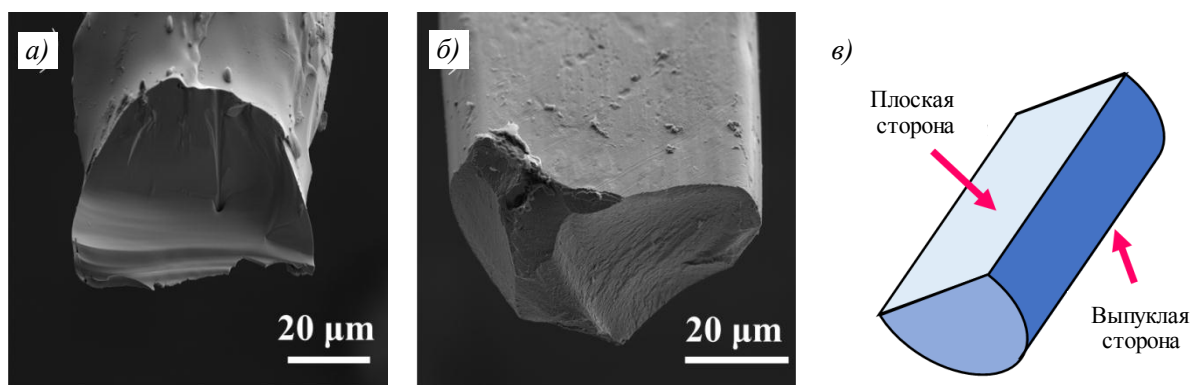


Рис. 1. СЭМ-изображения торца микропровода (PrDy)(FeCo)B до (а) и после (б) вакуумного отжига, модель микропровода (PrDy)(FeCo)B (в)

Локальное лазерное воздействие позволяет формировать контролируемую периодическую магнитную структуру на поверхности микропроводов (PrDy)(FeCo)B [16]. В ходе экспериментальных работ на плоскую и выпуклую стороны (рис. 1, в) аморфных и поликристаллических микропроводов (PrDy)(FeCo)B нанесены периодические лазерные метки перпендикулярно главной оси микропровода с помощью иттербиевого импульсного волоконного лазера со следующими параметрами: длина волны >1000 нм, скорость движения лазерного луча ≥ 200 мм/с, мощность лазерного импульса ≥ 15 Вт, частота следования импульсов ≥ 20 кГц, диаметр лазерного луча ≤ 15 мкм.

Получение электронных изображений, энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию (Energy Dispersive X-Ray (EDX)) и элементное картирование проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Исследование продольного эффекта Керра и регистрация локальных петель магнитного гистерезиса выполнены с применением микроскопа.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и ЦКП ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 и 3 представлены СЭМ-изображения микропроводов (PrDy)(FeCo)B с лазерным облучением до и после вакуумного отжига и соответствующие энергодисперсионные рентгеновские спектры, полученные в различных областях поверхности.

Поверхность микропроводов (PrDy)(FeCo)В до и после вакуумного отжига однородная, локальное оплавление и изменение рельефа поверхности наблюдаются только в области лазерной метки (рис. 2, а и 3, а).

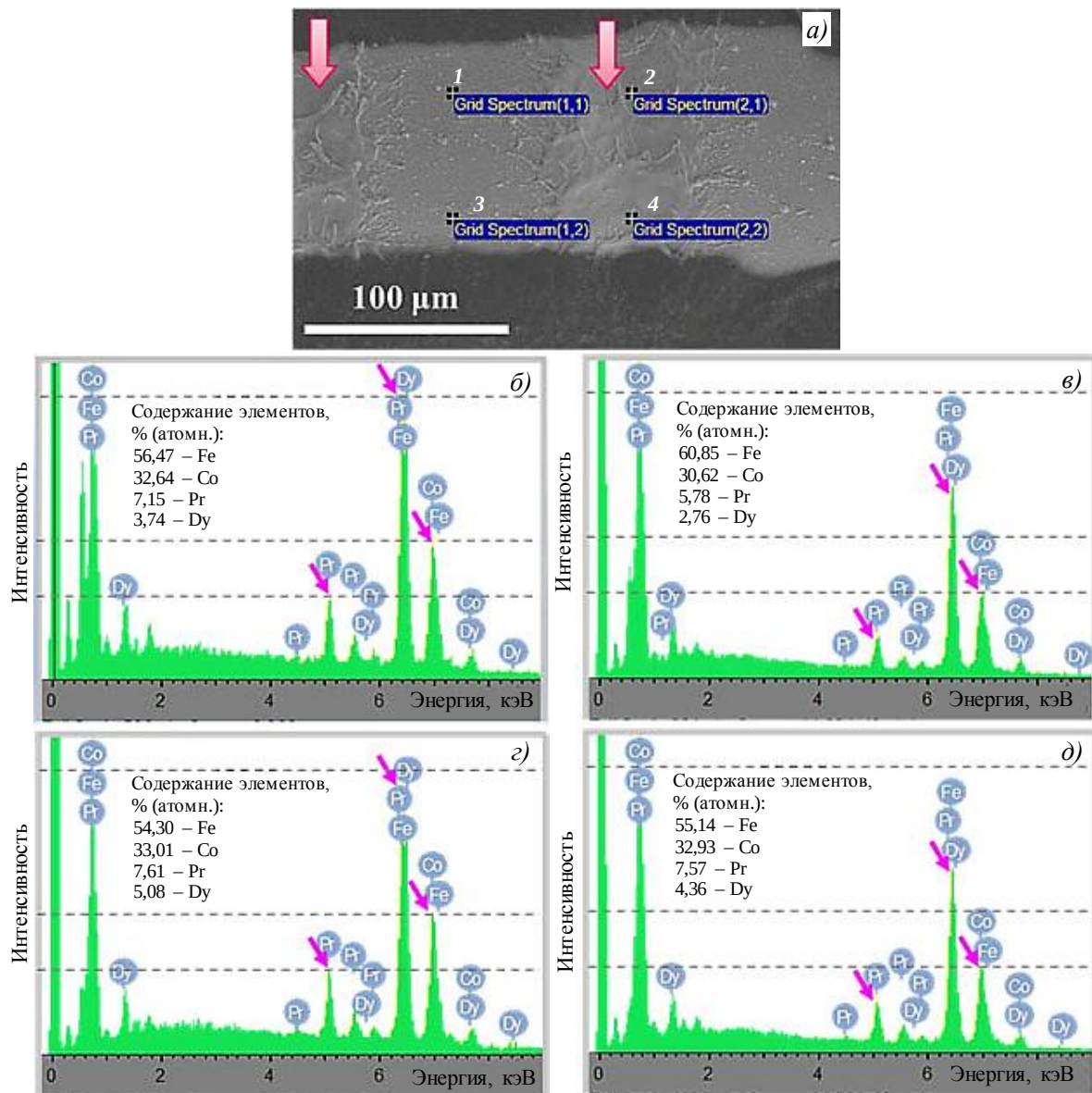


Рис. 2. СЭМ-изображение (а) аморфного микропровода (PrDy)(FeCo)В до вакуумного отжига с нанесенными локальными лазерными метками (показаны красными стрелками); EDX-спектры, полученные в областях без лазерной метки (б, г) и в зонах лазерного воздействия (в, д), розовыми стрелками показаны пики с наиболее изменившейся амплитудой. Области 1–4 соответствуют EDX-спектрам на позициях б–д

В аморфном микропроводе (PrDy)(FeCo)В до вакуумного отжига в области без лазерной метки наблюдается хорошая воспроизводимость формы и относительной интенсивности энергодисперсионных спектров (рис. 2, б, г), что указывает на химическую однородность. В области локальной лазерной метки (рис. 2, в, д) выявлены относительное увеличение интенсивности пиков железа, незначительное изменение вкладов кобальта и снижение интенсивности пиков празеодима и диспрозия, что может

свидетельствовать о неоднородности лазерного воздействия. При этом редкоземельные элементы Pr и Dy обладают большей склонностью к испарению и более высокой диффузионной подвижностью при локальном перегреве, что может вызывать относительное уменьшение их концентрации в зоне лазерной метки [14]. Таким образом, лазерное воздействие на поверхность аморфного микропровода (PrDy)(FeCo)В вызывает химические и морфологические изменения.

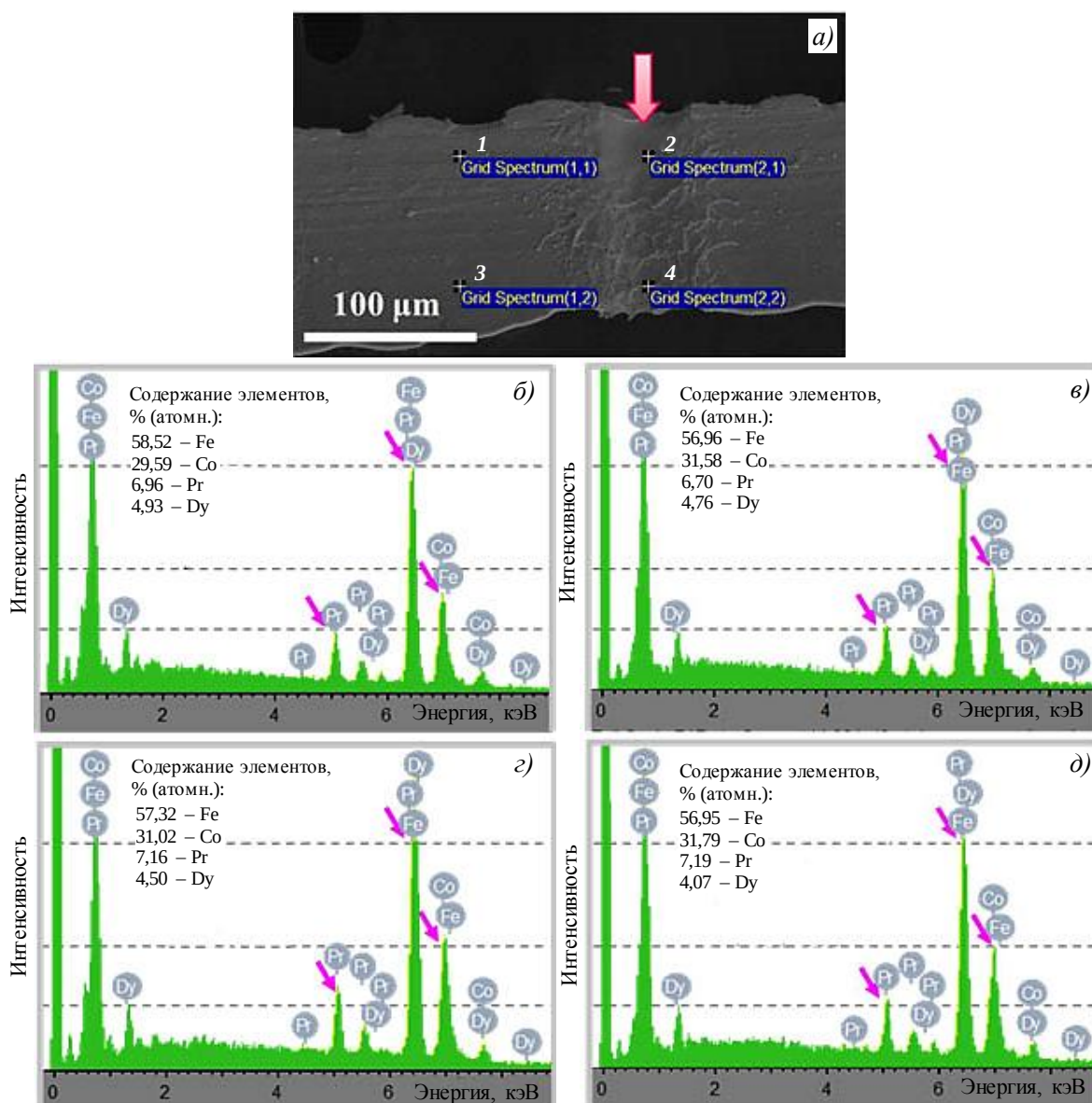


Рис. 3. СЭМ-изображение (а) поликристаллического микропровода (PrDy)(FeCo)В после вакуумного отжига с нанесенной локальной лазерной меткой (показана красной стрелкой); EDX-спектры, полученные в области без лазерной метки (б, г) и в зоне лазерного воздействия (в, д), розовыми стрелками показаны те же пики, что и на рис. 2, б–д. Области 1–4 соответствуют EDX-спектрам на позициях б–д

В поликристаллическом микропроводе (PrDy)(FeCo)В после вакуумного отжига в области без лазерной метки энергодисперсионные спектры демонстрируют хорошую воспроизводимость (рис. 3, б, г) с интенсивными пиками железа и кобальта (основная матрица) и стабильными сигналами празеодима и диспрозия, что свидетельствует

о химической однородности образца. На энергодисперсионных спектрах в зоне лазерной метки (рис. 3, в, д) относительные интенсивности пиков железа и кобальта сохраняются, линии празеодима и диспрозия сопоставимы с соответствующими линиями в исходном состоянии, что свидетельствует об отсутствии обеднения редкоземельными элементами. Лазерное воздействие на поверхность поликристаллического микропровода (PrDy)(FeCo)B вызывает только морфологические изменения, поскольку в этом состоянии химические элементы уже распределены по устойчивым фазам, а границы зерен могут ограничивать диффузию.

В таблице представлен усредненный химический состав микропроводов (PrDy)(FeCo)B до и после вакуумного отжига для областей без лазерной метки и в зоне лазерного воздействия.

**Химический состав микропроводов (PrDy)(FeCo)B
с лазерным облучением до и после вакуумного отжига**

Область	Содержание элементов			
	Fe	Co	Pr	Dy
% (атомн.)				
Без лазерной метки	$\frac{55,39 \pm 1,09}{57,74 \pm 0,78}$	$\frac{32,83 \pm 0,19}{30,59 \pm 1,00}$	$\frac{7,38 \pm 0,23}{6,83 \pm 0,13}$	$\frac{4,41 \pm 0,76}{4,85 \pm 0,09}$
С лазерной меткой	$\frac{58,00 \pm 2,86}{57,14 \pm 0,19}$	$\frac{31,78 \pm 1,16}{31,41 \pm 0,39}$	$\frac{6,68 \pm 0,90}{7,18 \pm 0,02}$	$\frac{3,56 \pm 0,80}{4,29 \pm 0,22}$
% (по массе)				
Без лазерной метки	$\frac{35,16 \pm 0,35}{41,16 \pm 0,75}$	$\frac{22,00 \pm 0,77}{23,00 \pm 0,65}$	$\frac{11,84 \pm 0,71}{12,28 \pm 0,29}$	$\frac{8,18 \pm 1,48}{10,05 \pm 0,23}$
С лазерной меткой	$\frac{39,11 \pm 2,00}{40,74 \pm 0,57}$	$\frac{22,61 \pm 0,78}{23,64 \pm 0,70}$	$\frac{11,35 \pm 1,50}{12,91 \pm 0,24}$	$\frac{6,98 \pm 1,56}{8,89 \pm 0,30}$
Примечание. В числителе и знаменателе указано содержание элементов до и после вакуумного отжига соответственно. Области определения химического состава указаны на рис. 2 и 3.				

Сравнение усредненных результатов EDX-анализа (см. таблицу) для аморфного и поликристаллического микропровода (PrDy)(FeCo)B показывает, что локальное лазерное воздействие и последующий вакуумный отжиг по-разному влияют на распределение элементов. В аморфном микропроводе (PrDy)(FeCo)B в зоне лазерной метки наблюдаются увеличение содержания Fe и снижение концентрации редкоземельных элементов Pr и Dy по сравнению с участками без лазерного воздействия. Это свидетельствует о локальном перераспределении компонентов, вероятно, связанном с кратковременным плавлением и возможной частичной потерей или диффузионным перераспределением редкоземельных элементов при лазерном нагреве [14]. После вакуумного отжига в поликристаллическом микропроводе (PrDy)(FeCo)B различия между участками с лазерной меткой и без нее менее выражены: концентрации основных элементов оказываются в пределах погрешности измерений. Это указывает на гомогенизацию химического состава при кристаллизации и подтверждает высокую химическую и структурную стабильность поликристаллического состояния микропроводов (PrDy)(FeCo)B после термического воздействия.

На рис. 4 представлено элементное картирование аморфного и поликристаллического микропроводов (PrDy)(FeCo)B с локальными лазерными метками. Все элементы (Fe, Co, Pr, Dy) в образцах распределены равномерно как до, так и после вакуумного

отжига. Лазерное облучение вызывает локальное плавление, но не приводит к выраженному химическому перераспределению элементов.

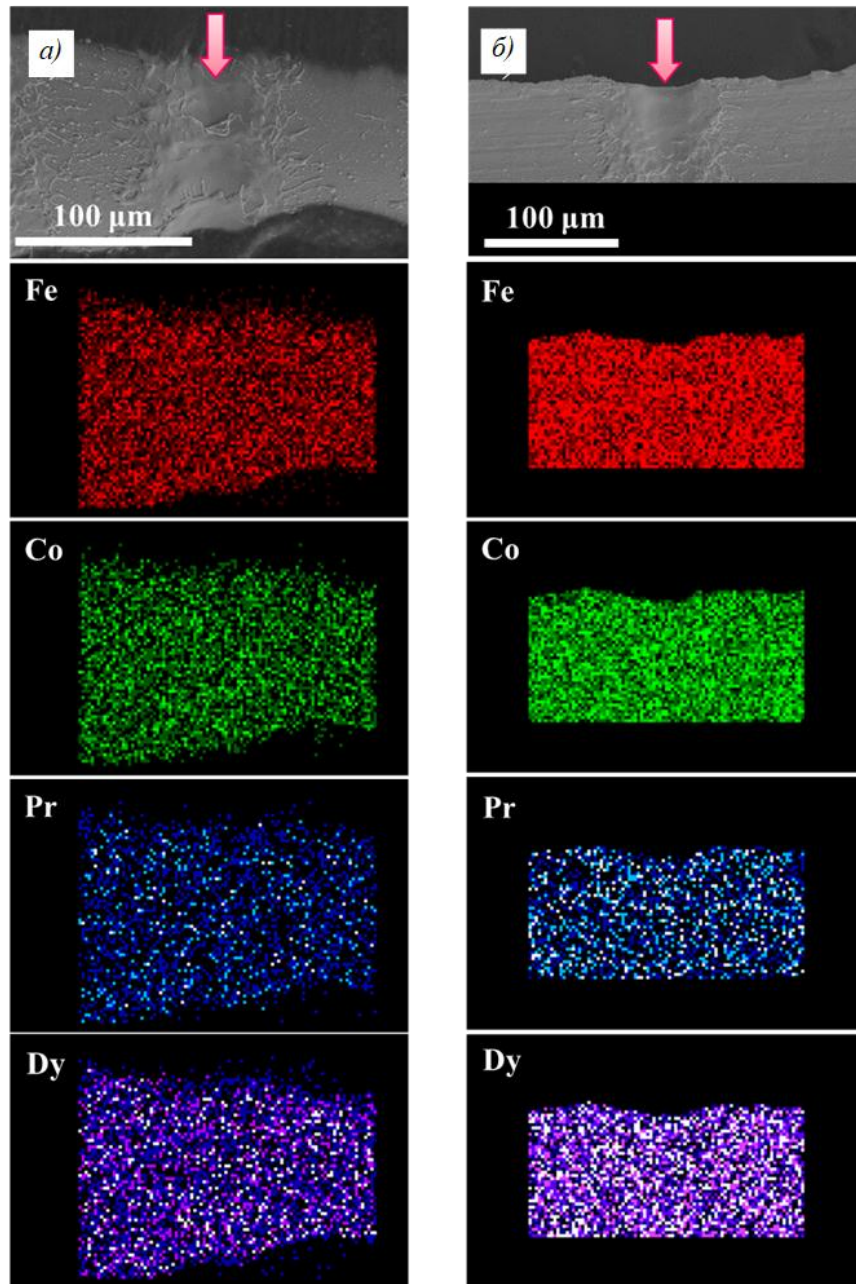


Рис. 4. СЭМ-изображения микропроводов $(\text{PrDy})(\text{FeCo})\text{B}$ с лазерными метками (показаны красными стрелками) до (а) и после (б) вакуумного отжига и соответствующие элементные картирования

На рис. 5 представлены локальные петли магнитного гистерезиса микропроводов $(\text{PrDy})(\text{FeCo})\text{B}$ для выпуклой и плоской сторон до и после вакуумного отжига, измеренные методом микроскопии Керра.

До вакуумного отжига (рис. 5, а, в, г, е) петли имеют наклонную форму с малой коэрцитивной силой и плавным процессом перемагничивания, что характерно для аморфного магнитомягкого состояния. Существенных различий между выпуклой и плоской сторонами в этом состоянии не наблюдается. Локальное лазерное облучение

приводит лишь к незначительному локальному изменению формы петли магнитного гистерезиса и уменьшению коэрцитивной силы, что свидетельствует о локальном характере структурной модификации без существенного влияния на магнитную анизотропию.

После вакуумного отжига (рис. 5, *жс, и, к, м*) петли гистерезиса характеризуются прямоугольной формой, увеличением коэрцитивной силы и резким процессом перемагничивания, что свидетельствует о формировании магнитотвердой поликристаллической структуры и увеличенной магнитной анизотропии. При этом различия между сторонами микропровода (PrDy)(FeCo)В становятся более явными: плоская поверхность (рис. 5, *к, м*) демонстрирует практически прямоугольные петли магнитного гистерезиса и более резкое перемагничивание по сравнению с выпуклой поверхностью (рис. 5, *жс, и*), что может быть связано с различиями в полях рассеяния. В области лазерной метки после отжига (рис. 5, *и, м*) наблюдаются лишь локальные вариации параметров петли магнитного гистерезиса, не нарушающие общего магнитотвердого состояния, что указывает на сохранение структурной и магнитной стабильности материала после термического воздействия.

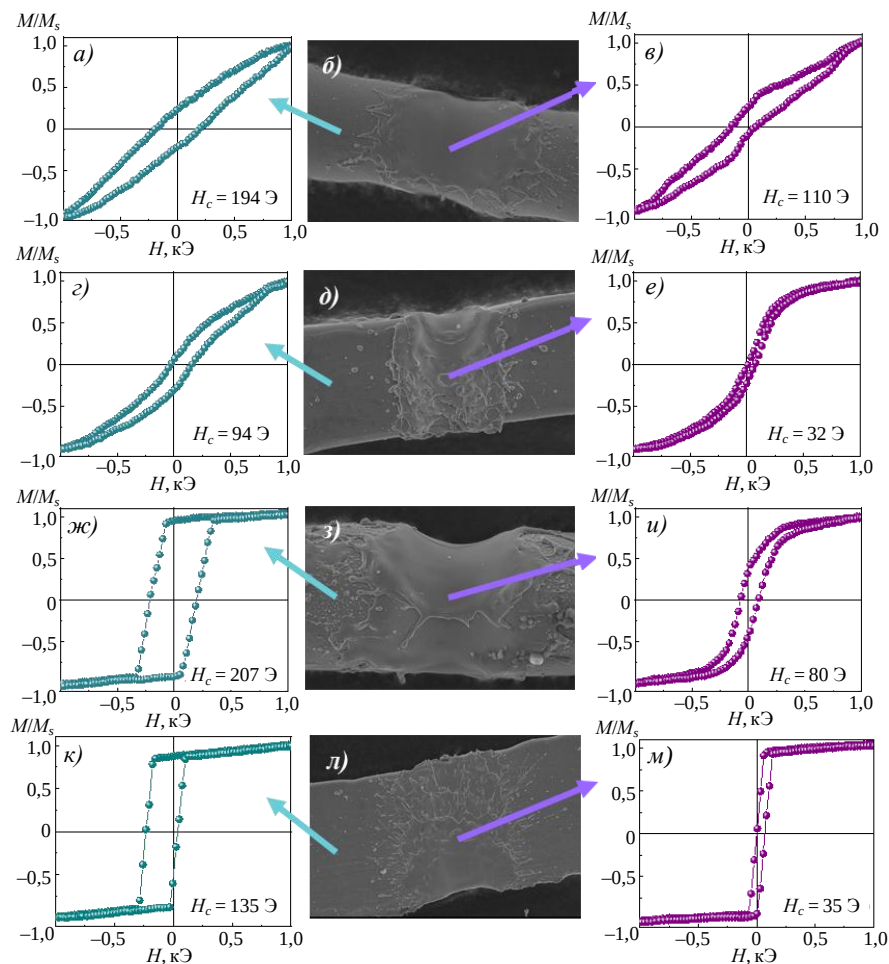


Рис. 5. Локальные петли магнитного гистерезиса до (*а, в, з, е*) и после (*жс, и, к, м*) вакуумного отжига; СЭМ-изображения микропроводов (PrDy)(FeCo)В с лазерным облучением до (*б, д*) и после (*з, л*) вакуумного отжига. Стрелками показаны области фокусировки лазера в микроскопе Керра при получении петель гистерезиса. Представлены данные для выпуклой (*а–в, жс–и*) и плоской (*з–е, к–м*) поверхностей микропровода. Внешнее магнитное поле направлено вдоль главной оси образца, температура во всех экспериментах составила 300 К. M – намагниченность, M_s – намагниченность насыщения, H – коэрцитивная сила

Заключения

Локальное лазерное облучение аморфного микропровода (PrDy)(FeCo)В приводит к снижению концентрации редкоземельных компонентов в зоне воздействия лазера при сохранении общего химического состава системы. В поликристаллическом микропроводе (PrDy)(FeCo)В лазерное облучение вызывает локальные морфологические изменения, однако химический состав остается практически неизменным, что подтверждает высокую структурную и химическую стабильность материала после вакуумного отжига. Вакуумный отжиг приводит к переходу микропроводов (PrDy)(FeCo)В из магнитомягкого аморфного состояния в магнитотвердое поликристаллическое, что сопровождается увеличением коэрцитивной силы и магнитной анизотропии. После отжига различия между выпуклой и плоской сторонами становятся более заметными – плоская поверхность демонстрирует практически прямоугольные петли гистерезиса. Полученные результаты можно использовать для нанесения магнитного 3D-рисунка, заданного программой, на поверхности деталей. При этом нанесенный магнитный узор устойчив к нагреву и легко обнаруживается оптическими методами.

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

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: 05.02.2026). 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. Магнелиевые сплавы в конструкции изделий навигационной системы // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). С. 25–34. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
3. Feng B., Wu J., Tu H. et al. A Review of Magnetic Flux Leakage Nondestructive Testing // Materials. 2022. Vol. 15 (20). P. 7362. DOI: 10.3390/ma15207362.
4. Chircov C., Grumezescu A.M. Microelectromechanical Systems (MEMS) for Biomedical Applications // Micromachines. 2022. Vol. 13 (2). P. 164. DOI: 10.3390/mi13020164.
5. Algamili A.S., Khir M.H.M., Dennis J.O. et al. A Review of Actuation and Sensing Mechanisms in MEMS-Based Sensor Devices // Nanoscale Research Letters. 2021. Vol. 16 (1). P. 16. DOI: 10.1186/s11671-021-03481-7.
6. Gutfleisch O., Willard M.A., Brück E. et al. Magnetic Materials and Devices for the 21st Century: Stronger, Lighter, and More Energy Efficient // Advanced Materials. 2011. Vol. 23 (7). P. 821–842. DOI: 10.1002/adma.201002180.
7. 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: 05.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
8. Sawane M., Prasad M. MEMS piezoelectric sensor for self-powered devices: A review // Materials Science in Semiconductor Processing. 2023. Vol. 158. P. 107324. DOI: 10.1016/j.mssp.2023.107324.
9. He J.-H., He C.-H., Qian M.-Y., Alsolami A.A. Piezoelectric Biosensor based on ultrasensitive MEMS system // Sensors and Actuators A: Physical. 2024. Vol. 376. P. 115664. DOI: 10.1016/j.sna.2024.115664.
10. Pagliano S., Marschner D.E., Maillard D. et al. Micro 3D printing of a functional MEMS accelerometer // Microsystems & Nanoengineering. 2022. Vol. 8 (105). DOI: 10.1038/s41378-022-00440-9.

11. Gemelli A., Tambussi M., Fusetto S. et al. Recent Trends in Structures and Interfaces of MEMS Transducers for Audio Applications: A Review // *Micromachines*. 2023. Vol. 14 (4). P. 847. DOI: 10.3390/mi14040847.
12. Chen Z., Zhang P., Ahmad I. et al. Enhancement of Magnetic Properties of Nanocomposite $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ Magnets by Small Substitution of Dy for Pr // *Journal of Applied Physics*. 2001. Vol. 89 (4). P. 2299–2303. DOI: 10.1063/1.1344221.
13. Hu S., Peng K., Chen H. Influence of Annealing Temperature on the Dy Diffusion Process in Nd–Fe–B Magnets // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017. Vol. 426. P. 340–346. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.11.111.
14. Löewe K., Sepehri-Amin H., Hono K. Temperature-dependent Dy Diffusion Processes in Nd–Fe–B Permanent Magnets // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 83. P. 248–255. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.09.039.
15. Woodcock T.G., Zhang Y., Hrkac G. et al. Understanding the Microstructure and Coercivity of High Performance NdFeB-Based Magnets // *Scripta Materialia*. 2012. Vol. 67 (6). P. 536–541. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.038.
16. Дворецкая Е.В., Потапов М.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Восстановление аморфной атомной структуры и магнитных доменов в микропроводах RE–TM–B методами термической и лазерной обработки // *Труды ВИАМ*. 2026. № 2 (156). С. 127–138. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-127-138.
17. Sridharan N., Cakmak E., List F.A. et al. Rationalization of Solidification Mechanism of Nd–Fe–B Magnets during Laser Directed-Energy Deposition // *Journal of Materials Science*. 2018. Vol. 53 (11). P. 8619–8626. DOI: 10.1007/s10853-018-2178-7.

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: February 05, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
2. Leonov A.A., Trofimov N.V., Panaetov V.G., Kudasov S.V., Shirokozukov 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: February 05, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
3. Feng B., Wu J., Tu H. et al. A Review of Magnetic Flux Leakage Nondestructive Testing. *Materials*, 2022, vol. 15 (20), p. 7362. DOI: 10.3390/ma15207362.
4. Chircov C., Grumezescu A.M. Microelectromechanical Systems (MEMS) for Biomedical Applications. *Micromachines*, 2022, vol. 13 (2), p. 164. DOI: 10.3390/mi13020164.
5. Algamili A.S., Khir M.H.M., Dennis J.O. et al. A Review of Actuation and Sensing Mechanisms in MEMS-Based Sensor Devices. *Nanoscale Research Letters*, 2021, vol. 16 (1), p. 16. DOI: 10.1186/s11671-021-03481-7.
6. Gutfleisch O., Willard M.A., Brück E. et al. Magnetic Materials and Devices for the 21st Century: Stronger, Lighter, and More Energy Efficient. *Advanced Materials*, 2011, vol. 23 (7), pp. 821–842. DOI: 10.1002/adma.201002180.
7. Kondrashov S.V., Solovyanchik L.V., Larionov S.A., Volny O.S. Investigation of the effect of flame retardants on the flammability and fluidity of the melt of aliphatic polyamides. *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), pp. 32–51. URL: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
8. Sawane M., Prasad M. MEMS piezoelectric sensor for self-powered devices: A review. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2023, vol. 158, p. 107324. DOI: 10.1016/j.mssp.2023.107324.
9. He J.-H., He C.-H., Qian M.-Y., Alsolami A.A. Piezoelectric Biosensor based on ultrasensitive MEMS system. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2024, vol. 376, p. 115664. DOI: 10.1016/j.sna.2024.115664.

10. Pagliano S., Marschner D.E., Maillard D. et al. Micro 3D printing of a functional MEMS accelerometer. *Microsystems & Nanoengineering*, 2022, vol. 8 (105). DOI: 10.1038/s41378-022-00440-9.
11. Gemelli A., Tambussi M., Fusetto S. et al. Recent Trends in Structures and Interfaces of MEMS Transducers for Audio Applications: A Review. *Micromachines*, 2023, vol. 14 (4), p. 847. DOI: 10.3390/mi14040847.
12. Chen Z., Zhang P., Ahmad I. et al. Enhancement of Magnetic Properties of Nanocomposite $\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$ Magnets by Small Substitution of Dy for Pr. *Journal of Applied Physics*, 2001, vol. 89 (4), pp. 2299–2303. DOI: 10.1063/1.1344221.
13. Hu S., Peng K., Chen H. Influence of Annealing Temperature on the Dy Diffusion Process in Nd–Fe–B Magnets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2017, vol. 426, pp. 340–346. DOI: 10.1016/j.jmmm.2016.11.111.
14. Löwe K., Sepehri-Amin H., Hono K. Temperature-dependent Dy Diffusion Processes in Nd–Fe–B Permanent Magnets. *Acta Materialia*, 2015, vol. 83, pp. 248–255. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.09.039.
15. Woodcock T.G., Zhang Y., Hrkac G. et al. Understanding the Microstructure and Coercivity of High Performance NdFeB-Based Magnets. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 67 (6), pp. 536–541. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.038.
16. Dvoretzskaya E.V., Potapov M.V., Piskorsky V.P., Morgunov R.B. Restoration of amorphous atomic structure and magnetic domains in RE–TM–B microwires by thermal and laser processing. *Trudy VIAM*, 2026, no. 2 (156), pp. 127–138. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-127-138.
17. Sridharan N., Cakmak E., List F.A. et al. Rationalization of Solidification Mechanism of Nd–Fe–B Magnets during Laser Directed-Energy Deposition. *Journal of Materials Science*, 2018, vol. 53 (11), pp. 8619–8626. DOI: 10.1007/s10853-018-2178-7.

Информация об авторах

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

Бахметьев Максим Владимирович, научный сотрудник, к.ф.-м.н., ФИЦ ПХФ и МХ РАН, office@icp.ac.ru

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

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

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

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

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

Information about the authors

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

Maksim V. Bakhmetyev, Researcher, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), FRC PCPMC RAS, office@icp.ac.ru

Aleksey O. Kolmakov, First Category Engineer, FRC PCPMC RAS, office@icp.ac.ru

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 17.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 29.07.2026.
The article was submitted 17.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 29.07.2026.

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-185-196

ПОЛИМЕРНОЕ ПЛЕНОЧНОЕ ПОКРЫТИЕ С ИНТЕГРИРОВАННЫМ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ СЛОЕМ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ МОЛНИЕВЫХ РАЗРЯДОВ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ПКМ ВЕРТОЛЕТНОЙ ТЕХНИКИ

А.Г. Гуняева¹, О.Н. Клименко¹, С.И. Мишкин¹, А.И. Ткачук¹, Г.А. Акомелков²

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

²Обособленное подразделение акционерного общества «31 Государственный проектный институт специального строительства» «Научно-испытательный центр 26 Центрального научно-исследовательского института», Санкт-Петербург, Россия; op26cnii@gmpi.spb.ru

Аннотация. Рассмотрены подходы к молниезащите конструкций вертолетной техники из полимерных композиционных материалов. Показана новая разработка НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – молниезащитное покрытие марки ВМЗП-3, представляющее собой выравнивающую композиционную пленку с интегрированным металлическим слоем, с возможным использованием перфорированных фольг или вязаных проволочных сеток различной поверхностной плотности, в том числе со стеклянной подложкой. Приведены основные свойства разработанного молниезащитного покрытия марки ВМЗП-3 и результаты испытаний элементарных образцов на молниестойкость.

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

Для цитирования: Гуняева А.Г., Клименко О.Н., Мишкин С.И., Ткачук А.И., Акомелков Г.А. Полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем для защиты от молниевых разрядов элементов из ПКМ вертолетной техники // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 185–196. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-185-196.

Scientific article

POLYMER FILM COATING WITH AN INTEGRATED METAL LAYER FOR PROTECTION AGAINST LIGHTNING DISCHARGES OF HELICOPTER EQUIPMENT ELEMENTS MADE OF POLYMER COMPOSITE MATERIAL (PCM)

A.G. Gunyaeva¹, O.N. Klimenko¹, S.I. Mishkin¹, A.I. Tkachuk¹, G.A. Akomelkov²

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

²Separate Division of a Joint-Stock Company «31 State Design Institute for Special Construction» «Research Center 26 Central Research Institute», Saint Petersburg, Russia; op26cnii@gmpi.spb.ru

Abstract. The article considers various approaches to lightning protection of helicopters structures made of PCM. A new development of the Kurchatov Institute – VIAM is presented: a lightning-protection coating of VMZP-3 grade, which is a leveling composite film with an integrated metal layer. It can be used with perforated foils or knitted wire sieves of various surface densities, including those with a glass fabric substrate. The main properties of the developed VMZP-3 lightning-protection coating and the results of tests of elementary samples for lightning resistance are given.

Keywords: lightning protection, polymer composite materials, carbon fiber reinforced plastic (CFRP), carbon filler, perforated metal foils, knitted metal wire sieve, composite leveling films, helicopter

For citation: Gunyaeva A.G., Klimenko O.N., Mishkin S.I., Tkachuk A.I., Akomelkov G.A. Polymer film coating with an integrated metal layer for protection against lightning discharges of helicopter equipment elements made of polymer composite material (PCM) // *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 185–196. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-185-196.

Введение

Современное материаловедение находится на этапе интенсивного развития, ключевыми векторами которого являются разработка и масштабное внедрение полимерных композиционных материалов (ПКМ). По аналогии с самолетами в конструкции вертолетов нового поколения доля ПКМ неуклонно увеличивается, достигая уже ≥ 50 % от общей массы фюзеляжа, а по площади внешней поверхности – до 80 % [1]. Лопасты несущих и рулевых винтов, капоты двигательных отсеков, элементы фюзеляжа и хвостовые балки – это только часть элементов и агрегатов, где основные классы ПКМ (угле- и стеклопластики) уверенно вытесняют металлы и их сплавы [2, 3]. Конечно, это уже известный факт, что такой стремительный переход к применению композиционных материалов обусловлен их выраженными преимуществами: высокие показатели удельной прочности и жесткости, снижение массы конструкции (до 25 %) и трудоемкости ее изготовления (до 30 %), коррозионная стойкость и др. [4].

Однако применение ПКМ в вертолетной технике приводит к возникновению новых проблем, одной из которых является необходимость обеспечения молниезащиты. Такие материалы обладают на 3–4 порядка более высокими значениями удельного электрического сопротивления, чем металлы, являющиеся хорошими проводниками, обеспечивающие высокую проводимость и, соответственно, растекание тока молнии по их поверхности с минимальными локальными повреждениями [1]. Углепластики, широко применяемые в несущих конструкциях вертолетной техники, несмотря на содержание токопроводящего углеродного наполнителя, занимают промежуточное положение между диэлектриками (стекло- и органопластками) и металлами. Однако полимерная матрица, как правило, является диэлектрической, в результате электрический ток, возникающий при попадании молнии, не может распределяться по углепластику так же эффективно, как по металлической конструкции. Это приводит к локальному повышению плотности тока, интенсивному нагреву и выделению большого количества тепловой энергии – температура канала молнии может достигать 30000 °С, амплитуда тока – до 200 кА [1]. При попадании молнии в особо опасные зоны незащищенные конструкции из ПКМ получают необратимые повреждения – происходят разрушение и вырыв волокон, выгорание лакокрасочного покрытия и связующего, расслоение композита, сквозной пробой. Например, при попадании молнии в топливные баки происходит воспламенение топлива, что вызывает отказ силовых элементов, а следовательно, приводит к возможной авиакатастрофе [1, 5].

Согласно статистике гражданской авиации, на 2000–3000 ч налета приходится в среднем один удар молнии, что делает проблему молниезащиты летательных аппаратов повседневной инженерной задачей. Для вертолетной техники, которая эксплуатируется в широком диапазоне высот и метеоусловий, включая активную грозовую деятельность, эта проблема является актуальной. При этом нормативные требования к молниезащищенности винтокрылых аппаратов регламентируются Авиационными правилами АП-29 «Нормы летной годности винтокрылых аппаратов транспортной категории» (п. 29.610 «Защита от молнии и статического электричества»), что также подтверждает необходимость разработки и сертификации молниезащитных систем для обеспечения безопасности полетов [6].

Основная задача молниезащиты для ПКМ заключается в создании внешнего проводящего пути, способного принять значительную часть импульсного тока и равномерно перераспределить его по поверхности конструкции летательного аппарата.

Традиционным способом защиты композиционных конструкций из ПКМ, в том числе вертолетной техники, является применение металлических сеток, фольг или напыленных металлических покрытий. Однако использование сплошных металлических элементов увеличивает массу конструкции, а металлические сетки требуют дополнительных технологических операций при изготовлении композиционных деталей и агрегатов [7, 8]. В связи с этим одним из перспективных направлений исследований в области молниезащиты летательных аппаратов является разработка облегченных композиционных пленочных систем, в которых металлический проводящий слой интегрирован непосредственно в полимерную пленку. Современным этапом развития технологий стало создание тонких пленочных систем, т. е. переход от одного проводящего слоя к многослойным системам, в которых проводящий компонент объединяется с полимерной матрицей, в том числе с армирующим наполнителем [9].

Специалисты НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ ведут работы по созданию композиционных молниезащитных пленок марок ВМЗП-1, ВМЗП-2 и ВМЗП-3 применительно к ПКМ с различными температурами переработки и областями применения. Например, разработанное полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-1 предназначено для защиты от молниевых разрядов и снятия статического электричества с внешней аэродинамической поверхности летательных аппаратов, работающих в диапазоне температур от -60 до $+120$ °С, временно – до $+150$ °С. Покрытие совместимо в едином цикле формования с препрегами на основе связующего ВСЭ-1212: препрегами углепластиков типа ВКУ-29, ВКУ-39, ВКУ-25, применяемыми в мотогондоле двигательных установок ПД-8 и ПД-14.

В первую очередь, композиционные полимерные молниезащитные пленки должны иметь химическую совместимость и адгезию к ПКМ, для которого они предназначены [9, 10]. Связующее пленки должно химически взаимодействовать с матрицей основного материала конструкции для формирования прочных химических связей и обеспечения возможности переработки в едином цикле формования по одному температурному режиму. Невозможно использовать универсальную композиционную пленку: адгезия будет слабой, под действием высокой температуры и ударной волны, вызываемой молниевым разрядом, слой защиты отслоится. Именно поэтому для каждого типа ПКМ создают свою молниезащитную пленку, а ее формование в едином цикле с изделием обеспечивает надежность, минимальную массу и технологическую эффективность [11].

Цель работы – оценить молниестойкость образцов углепластика типа ВКУ-45 с применением молниезащитного полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-3, в том числе с подложкой на основе стеклянного наполнителя.

Материалы и методы

Полимерное пленочное покрытие с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-3 (рис. 1) в составе ПКМ применимо в качестве выравнивающего поверхностного слоя, для защиты от молниевых разрядов и снятия статического электричества с внешней аэродинамической поверхности летательных аппаратов, работающих в диапазоне температур от -60 до $+80$ °С, временно – до $+100$ °С, и совместимо в едином цикле формования с препрегами углепластиков типа ВКУ-45 на основе связующего ВСЭ-34.

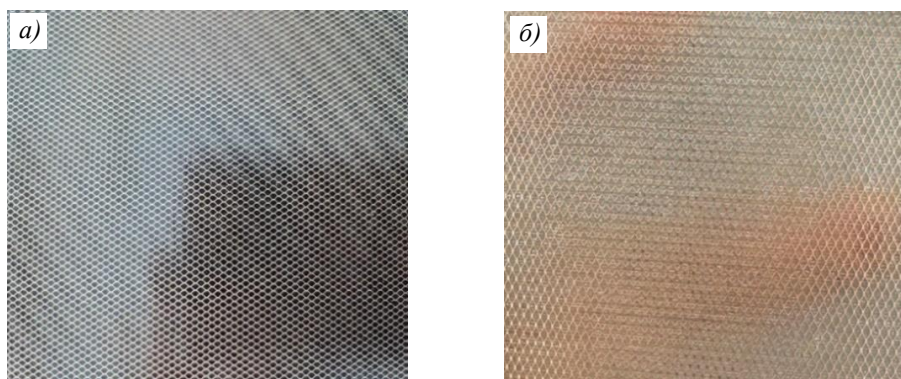


Рис. 1. Внешний вид полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-3 без подложки на основе стеклянного наполнителя (а) и с ее использованием (б)

В зависимости от требований заказчика молниезащитное полимерное покрытие марки ВМЗП-3 изготавливается с различными типами вязаных и вязано-паяных сеток из медной металлической проволоки и просечно-вытяжных (перфорированных) медных металлических фольг (табл. 1), в том числе с использованием подложки на основе стеклянного наполнителя – ткани Т-64 (ТУ 5952-009-16319666–98) с поверхностной плотностью $\sim 100 \text{ г/м}^2$. Различия в структуре металлических слоев приведены на рис. 2.

Для полимерной основы молниезащитного покрытия марки ВМЗП-3 разработано расплавное эпоксидное связующее марки ВСЭ-87, обеспечивающее необходимые значения температуры стеклования в отвержденном состоянии ($145\text{--}155^\circ\text{C}$), что гарантирует рабочую температуру $\geq 80^\circ\text{C}$. Необходимый уровень вязкости не позволяет связующему (в составе полимерного пленочного покрытия с интегрированной металлической сеткой) вытекать из сетки и равномерно растекаться по поверхности препрегов при их совмещении с покрытием. Массовая доля связующего в покрытии составляет $55 \pm 10\%$.

Покрытие марки ВМЗП-3 изготавливают на специализированной установке методом совмещения (прикатки) металлического слоя сетки (фольги) с расплавным эпоксидным связующим и подложкой на основе стеклянной ткани (при необходимости), бумажной подложкой и полиэтиленовой защитной пленкой. Покрытие поставляется в рулоне.

Таблица 1

Поверхностная плотность вязаных и вязано-паяных сеток из медной металлической проволоки и просечно-вытяжных (перфорированных) медных металлических фольг

Материал	Марка	Поверхностная плотность, г/м^2
Вязаные и вязано-паяные медные сетки	СМПК-0,08	85
	СМПК-0,10	146
	СМПК-0,12	155
Просечно-вытяжные (перфорированные) металлические фольги	СФМ-051-84	73,3
	СФМ-051-76	107,4
	СФМ-076-79	141,6
	СФМ-076-70	195,3
	Streck Air R2 CuFA-51-73	73
	Streck Air R2 CuFA-51-107	107
	Streck Air R2 CuFA-76-142	142
	Streck Air R2 CuFA-76-195	195

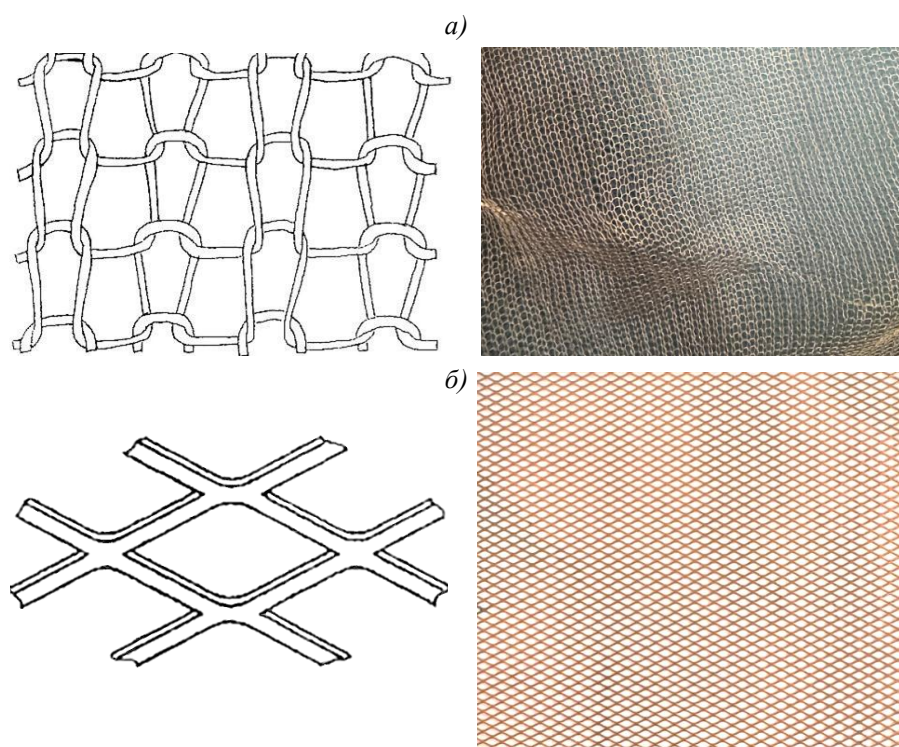


Рис. 2. Внешний вид вязаных и вязано-паяных сеток из металлической проволоки (а), про-сечно-вытяжных (перфорированных) металлических сеток (фольг) (б)

Значения поверхностной плотности молниезащитного полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-3 представлены в табл. 2.

Таблица 2

Поверхностная плотность молниезащитного полимерного пленочного покрытия с интегрированным металлическим слоем марки ВМЗП-3

Металлический слой	Поверхностная плотность, г/м ² , покрытия	
	без подложки на основе стеклянного наполнителя	с подложкой на основе стеклянного наполнителя
СФМ-051-84/Streck Air R2 CuFA-51-73	70–140	170–240
СМПК-0,08	70–160	170–260
СФМ-051-76/Streck Air R2 CuFA-51-107	90–200	190–300
СФМ-076-79/Streck Air R2 CuFA-76-142	120–260	220–360
СМПК-0,10	120–270	220–370
СМПК-0,12	130–290	230–390
СФМ-076-70/Streck Air R2 CuFA-76-195	160–360	260–460

Для проведения испытаний на молниестойкость за единый цикл формования изготовлены девять образцов (размерами 100×100 мм, толщиной 2,5–2,6 мм) углепластика типа ВКУ-45 на основе российских углеродных волокон и эпоксидного связующего марки ВСЭ-34 с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-3 с интегрированным металлическим слоем марки СФМ-076-70 (поверхностная плотность 195,3 г/м²) и подложкой на основе стеклянной ткани марки Т-64 (рис. 3).



Рис. 3. Лицевая (а) и оборотная (б) стороны образца 1 для испытаний

При использовании одного слоя покрытия ВМЗП-3, в которое уже интегрирована металлическая сетка и подложка из стеклянного наполнителя, возможны повышение весовой эффективности (до 50 %) и снижение трудоемкости (до 30 %) в сравнении со стандартной схемой (два слоя клеевой пленки ВК-51, металлический слой и слой стеклянного наполнителя) сборки пакета заготовки изделия.

Испытания образцов на молниестойкость проводили согласно Авиационным правилам АП-29 «Нормы летной годности винтокрылых аппаратов транспортной категории» (п. 29.610 «Защита от молнии и статического электричества») и квалификационным требованиям КТ-160G/14G [12, 13]. Образцы углепластика с использованием полимерного пленочного покрытия ВМЗП-3 с интегрированным металлическим слоем и подложкой на основе стеклянного наполнителя подвергали воздействию высоковольтных импульсных разрядов, имитируя воздействие молниевых разряда для зон 2А, 1В и 2В. Каждая зона характеризуется параметрами воздействия, обусловленными вероятностью попадания молнии в конструкцию вертолета на земле и во время полета на разных высотах (рис. 4) [14].

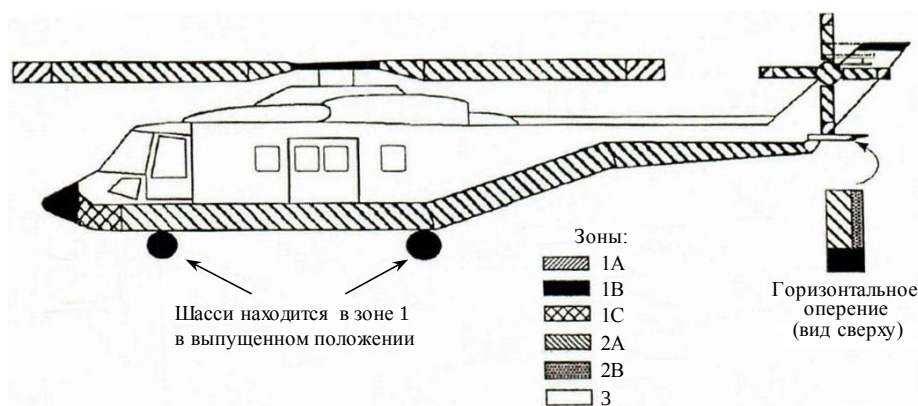


Рис. 4. Расположение зон поражения разрядом молнии на вертолете

Классификация зон поражения молнией вертолета основана на стандартах SAE ARP 5414B, ED-91F и Авиационных правилах АП-29:

– зона 1 – поверхности вертолета с высокой вероятностью первоначального касания молнии (прямого попадания молнии). Зоны 1А и 1В имеют низкую (носовая часть, законцовки несущего и рулевого винтов) и высокую (нижняя часть фюзеляжа в режиме полета) вероятность «зависания» дуги соответственно;

– зона 2 – поверхности вертолета с высокой вероятностью смещения канала молнии потоком воздуха из зоны 1А. Зоны 2А и 2В имеют низкую и высокую вероятность «зависания» канала молнии соответственно;

– зона 3 – поверхности вертолета, не включенные в перечисленные зоны, с низкой вероятностью прямого попадания или касания канала молнии, но через эту зону могут протекать большие токи между точками присоединения [15, 16].

На основании данных, полученных от потенциального потребителя, выбраны параметры воздействия на образцы импульсов главного разряда (компонент А), промежуточного тока (компонент В), продолжительного тока (компонент С), продолжительного тока в зонах перемещения канала при малых задержках (С*) и повторного удара молнии (компонент D), имитирующих воздействие разряда молнии для зон 2А, 1В и 2В (табл. 3).

Таблица 3

Параметры воздействия сочетаний различных факторов

Компонент воздействия	Параметры компонентов	Значения параметров
Зона 2А		
D	Пиковая амплитуда тока, кА	100 ($\pm 10\%$)
	Время возрастания, мкс	≤ 25
	Полное время действия импульса, мкс	≤ 500
	Интеграл действия $\int i^2 dt$, $A^2 \cdot c$	$0,25 \cdot 10^6$ ($\pm 20\%$)
B	Усредненная амплитуда тока, кА	2 ($\pm 20\%$)
	Длительность тока, мс	5 ($\pm 10\%$)
	Переносимый заряд, Кл	10 ($\pm 10\%$)
C*	Усредненная амплитуда тока, А	≤ 400
	Длительность тока, мс	45 ($\pm 20\%$)
	Переносимый заряд, Кл	18 ($\pm 20\%$)
Зона 1В		
A	Пиковая амплитуда тока, кА	200 ($\pm 10\%$)
	Время возрастания, мкс	≤ 50
	Полное время действия импульса, мкс	≤ 500
	Интеграл действия $\int i^2 dt$, $A^2 \cdot c$	$2 \cdot 10^5$ ($\pm 20\%$)
B	Усредненная амплитуда тока, кА	2 ($\pm 20\%$)
	Длительность тока, мс	5 ($\pm 10\%$)
	Переносимый заряд, Кл	10 ($\pm 10\%$)
C	Усредненная амплитуда тока, А	От 200 до 800
	Длительность тока, с	От 0,25 до 1,00
	Переносимый заряд, Кл	200 ($\pm 20\%$)
D	Пиковая амплитуда тока, кА	100 ($\pm 10\%$)
	Время возрастания, мкс	≤ 25
	Полное время действия импульса, мкс	≤ 500
	Интеграл действия $\int i^2 dt$, $A^2 \cdot c$	$0,25 \cdot 10^6$ ($\pm 20\%$)
Зона 2В		
D	Пиковая амплитуда тока, кА	100 ($\pm 10\%$)
	Время возрастания, мкс	≤ 25
	Полное время действия импульса, мкс	≤ 500
	Интеграл действия $\int i^2 dt$, $A^2 \cdot c$	$0,25 \cdot 10^6$ ($\pm 20\%$)
B	Усредненная амплитуда тока, кА	2 ($\pm 20\%$)
	Длительность тока, мс	5 ($\pm 10\%$)
	Переносимый заряд, Кл	10 ($\pm 10\%$)
C	Усредненная амплитуда тока, А	От 200 до 800
	Длительность тока, с	От 0,25 до 1,00
	Переносимый заряд, Кл	200 ($\pm 20\%$)
Примечание. Компонент D должен подаваться первым.		

Исследования проводили с использованием генератора импульсных токов ГИТ-М, воспроизводящего компоненты А–D тока молнии [17]. Устройство крепления образцов и подвода тока молнии через воздушный промежуток от генератора импульсных токов к образцам приведено на рис. 5.

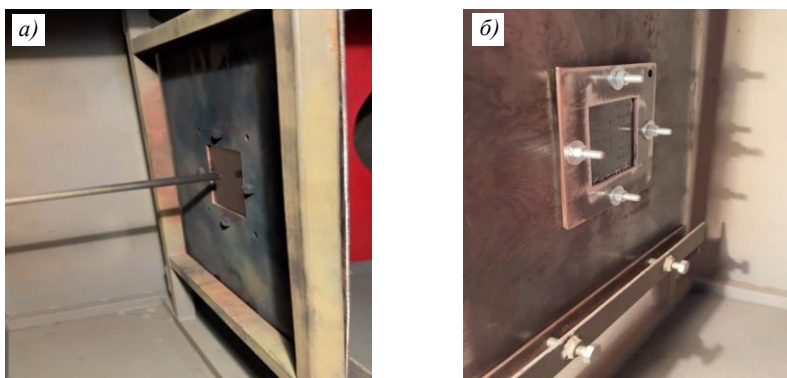


Рис. 5. Устройство крепления образцов: а, б – вид с лицевой и оборотной стороны образца соответственно

После извлечения образцов из устройства крепления проводили визуальный осмотр, замеры площади повреждения, анализ состояния образцов на предмет нарушения целостности, а также исследования высокочастотным эхоимпульсным методом путем сканирования преобразователем всей поверхности с целью определения образовавшихся внутренних дефектов [18].

Результаты и обсуждение

Результаты испытаний представлены в табл. 4.

Таблица 4

**Результаты испытаний образцов углепластика типа ВКУ-45
с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-3 на молниестойкость**

Условный номер образца	Зона воздействия	Внешний вид верхней поверхности образца	Результаты исследования высокочастотным эхоимпульсным методом
1	2А	Деструкция связующего и молниезащитного покрытия, разрыв волокон углепластика диаметром от 9 до 33 мм. Сквозной пробой отсутствует	Площадь повреждения образцов составляет от 188 до 822 мм ² , глубина повреждения достигает 0,3–0,4 мм. Сквозной пробой отсутствует
6	1В	Деструкция связующего и молниезащитного покрытия, разрыв волокон углепластика диаметром от 35 до 37 мм, вырыв волокна в направлении 0 градусов. Сквозной пробой отсутствует	Площадь повреждения образцов составляет от 3374 до 4001 мм ² , глубина повреждения достигает 0,4–2,5 мм. Зафиксирован сквозной пробой
9	2В	Деструкция связующего и молниезащитного покрытия, разрыв волокон углепластика диаметром от 40 до 70 мм, вырыв волокна в направлении 0 градусов. Сквозной пробой отсутствует	Площадь повреждения образцов составляет от 2675 до 3374 мм ² , глубина повреждения достигает 0,4–0,5 мм. Сквозной пробой отсутствует

Внешний вид образцов 1, 6 и 9 после воздействия импульсом тока, соответствующим зонам 2А, 1В и 2В соответственно, приведен на рис. 6.



Рис. 6. Образцы углепластика с молниезащитным покрытием марки ВМЗП-3 после испытаний на молниестойкость

Проанализировав полученные результаты, можно сделать вывод, что молниезащитное полимерное пленочное покрытие марки ВМЗП-3 с интегрированным металлическим слоем марки СФМ-076-70 работоспособно и может быть рекомендовано для применения в конструкциях авиационной техники, на которые в процессе эксплуатации воздействуют высоковольтные импульсные разряды молнии с параметрами, соответствующими зонам 2А и 2В. Данные образцы получили минимальные поверхностные повреждения, площадь и глубина залегания повреждений были небольшими, сквозной пробой отсутствовал.

Для возможности применения молниезащитного полимерного пленочного покрытия марки ВМЗП-3 с интегрированным металлическим слоем марки СФМ-076-70 в зоне 1В требуется проведение дополнительных исследований с использованием технологических решений при изготовлении конструкции, так как образцы имели обширную площадь, значительную глубину повреждений и сквозной пробой, что может негативно влиять на поведение конструкции из ПКМ в процессе эксплуатации авиационной техники после попадания в нее разряда молнии.

Заключения

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработано новое молниезащитное полимерное пленочное покрытие марки ВМЗП-3 для применения в качестве выравнивающего поверхностного слоя, защиты от молниевых разрядов и снятия статического электричества с внешней аэродинамической поверхности летательных аппаратов, работающих в диапазоне температур от -60 до $+80$ °С, кратковременно – до $+100$ °С. Покрытие совместимо в едином цикле формования с препрегами на основе связующего ВСЭ-34 (препрегами углепластиков типа ВКУ-45).

Проведены испытания на молниестойкость элементарных образцов согласно Авиационным правилам АП-29 «Нормы летной годности винтокрылых аппаратов транспортной категории» (п. 29.610 «Защита от молнии и статического электричества») и квалификационным требованиям КТ-160G/14G. Образцы углепластика с использованием полимерного пленочного покрытия ВМЗП-3 с интегрированным металлическим слоем СФМ-076-70 и подложкой на основе стеклянного наполнителя подвергали воздействию высоковольтных импульсных разрядов, имитируя воздействие молниевых разрядов для зон 2А, 1В и 2В.

По результатам испытаний разработанное покрытие рекомендовано для применения в конструкциях авиационной техники, на которые в процессе эксплуатации воздействуют высоковольтные импульсные разряды молнии в зонах 2А и 2В. Для возможности его применения в зоне 1В требуется использование дополнительных технологических решений при изготовлении конструкции.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Каблов Е.Н. Роль государственных научных центров РФ в обеспечении национальной безопасности страны // Перспективные технологии для систем безопасности. 2023. № 1. С. 4–9.
4. 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.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
6. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Саженков Н.А., Саженков А.Н. Молниезащитные покрытия мотогондол двигателей из полимерных композиционных материалов. Часть 1. Анализ существующих типов молниезащит // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2021. № 67. С. 43–55.
8. Чурсова Л.В., Панина Н.Н., Гребенева Т.А., Вишняков Л.Р. Материалы для систем молниезащиты полимерных композиционных материалов. Особенности изготовления (обзор, часть I) // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2023. № 9. С. 25–33.
9. Мишкин С.И., Клименко О.Н., Гуняева А.Г. Материалы для молниезащиты авиационной техники // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). С. 84–92. URL: <http://www.viam-woks.ru> (дата обращения: 09.09.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-84-92.
10. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
11. Каблов Е.Н., Гуняев Г.М., Кривonos В.В. и др. Повышение трансверсальной проводимости конструкционных углепластиков, модифицированных фуллероидными наночастицами // Нанокompозиты: исследование, производство, применение. М.: ТорусПресс, 2004. С. 20–23.
12. 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: 01.09.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
13. Постнов В.И., Вешкин Е.А., Макрушин К.В., Судьин Ю.И. Технологические особенности изготовления из полимерных композиционных материалов лопастей несущего винта для легкого вертолета // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 82–92. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.
14. 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: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
15. Гуляев И.Н., Клименко О.Н., Лонский С.Л., Славин А.В., Черфас Л.В. Определение состава и структуры полимерных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 4 (81). С. 32–47. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
16. Вешкин Е.А., Славин А.В., Постнова М.В., Апалькова А.В. Роль температурно-временных условий отверждения в формировании свойств однонаправленного и равнопрочного углепластиков // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 2 (79). С. 59–71. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.09.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-59-71.

17. 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: 01.09.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
18. 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.

References

1. Kablov E.N. Marketing in Materials Science, Aircraft Manufacturing, and Industry: Present and Future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kablov E.N. The Role of State Scientific Centers of the Russian Federation in Ensuring National Security. *Perspektivnyye tekhnologii dlya sistem bezopasnosti*, 2023, no. 1, pp. 4–9.
4. 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.
5. Kablov E.N. New-Generation Materials and Digital Technologies for Their Processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
6. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Sazhenkov N.A., Sazhenkov A.N. Lightning protection coatings for engine nacelles made of polymer composite materials. Part 1. Analysis of existing types of lightning protection. *Vestnik PNIPU. Aerokosmicheskaya tekhnika*, 2021, no. 67, pp. 43–55.
8. Chursova L.V., Panina N.N., Grebeneva T.A., Vishnyakov L.R. Materials for lightning protection systems for polymer composite materials. Manufacturing specifics (review, Part I). *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2023, no. 9, pp. 25–33.
9. Mishkin S.I., Klimenko O.N., Gunyaeva A.G. Materials for the lightnings protection of aviation engineering. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), pp. 84–92. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 09, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-84-92.
10. Mukhametov R.R., Petrova A.P. Thermosetting binders for polymer composites (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
11. Kablov E.N., Gunyaev G.M., Krivonos V.V. et al. Increasing the transverse conductivity of structural carbon-fiber-reinforced plastics modified with fulleroid nanoparticles. *Nanocomposites: Research, Production, Application*. Moscow: TorusPress, 2004, pp. 20–23.
12. 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: September 01, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
13. Postnov V.I., Veshkin E.A., Makrushin K.V., Sudin Yu.I. Technological features of manufacturing polymer composite materials of main rotor blades for a light helicopter. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 82–92. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.
14. 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: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

15. Gulyaev I.N., Klimenko O.N., Lonskii S.L., Slavin A.V., Cherfas L.V. Determination of the composition and structure of polymer composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 32–47. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 01, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
16. Veshkin E.A., Slavin A.V., Postnova M.V., Apalkova A.V. The role of temperature-time curing conditions in the formation of unidirectional and equally strong carbon fiber plastics properties. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 59–71. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 01, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-59-71.
17. 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: September 01, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
18. 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.

Информация об авторах

Гуныева Анна Георгиевна, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

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

Акомелков Геннадий Александрович, начальник отдела, к.т.н., ОП АО «31 ГПИСС» «НИЦ 26 ЦНИИ», op26cnii@gmpi.spb.ru

Information about the authors

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

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

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

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

Gennady A. Akomelkov, Head of Division, Candidate of Sciences (Tech.), SD JSC «31 State Design Institute for Special Construction» «Research Center 26 Central Research Institute», op26cnii@gmpi.spb.ru

Статья поступила в редакцию 28.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.10.2026.

The article was submitted 28.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 02.10.2026.

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-197-207

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ МЕТОДОМ СТЕРЕОЛИТОГРАФИИ

М.В. Турченко¹, Ю.Е. Лебедева¹, А.В. Бутузов¹,
А.С. Чайникова¹, М.В. Гамазина¹, К.И. Светогоров¹

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

Аннотация. Рассмотрены возможности применения метода лазерной стереолитографии для получения изделий из керамики на основе оксида циркония. Разработана высоконаполненная (до 81 % (по массе)) фотоотверждаемая керамическая паста на основе оксида циркония, позволяющая получать сложные керамические изделия методом лазерной стереолитографии. Физико-механические и теплофизические характеристики керамики, полученной из пасты на основе оксида циркония методом лазерной стереолитографии, сопоставимы с показателями керамики, изготовленной традиционными методами.

Ключевые слова: 3D-печать, лазерная стереолитография, оксид циркония, аддитивные технологии, керамические пасты, плотная керамика

Для цитирования: Турченко М.В., Лебедева Ю.Е., Бутузов А.В., Чайникова А.С., Гамазина М.В., Светогоров К.И. Получение керамики на основе оксида циркония методом стереолитографии // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 197–207. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-197-207.

Scientific article

PRODUCTION OF ZIRCONIUM OXIDE-BASED CERAMICS BY STEREOLITHOGRAPHY

M.V. Turchenko¹, Yu.E. Lebedeva¹, A.V. Butuzov¹,
A.S. Chaynikova¹, M.V. Gamazina¹, K.I. Svetogorov¹

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 potential of laser stereolithography for producing zirconium oxide-based ceramics is considered. A highly filled (83 % by weight) photocurable zirconium oxide-based ceramic paste has been developed, enabling the production of complex ceramic products using laser stereolithography (SLA). The physicomechanical and thermophysical properties of the ceramics produced from the zirconium oxide-based paste by SLA are comparable to those of ceramics produced by traditional methods.

Keywords: 3D printing, laser stereolithography, zirconium oxide, additive manufacturing, ceramic pastes, dense ceramics

For citation: Turchenko M.V., Lebedeva Yu.E., Butuzov A.V., Chaynikova A.S., Gamazina M.V., Svetogorov K.I. Production of zirconium oxide-based ceramics by stereolithography. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 197–207. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-197-207.

Введение

Получение сложных изделий из керамики является критически важной задачей для высокотехнологичных отраслей промышленности (двигателестроение, ракетно-космическая техника и др.), требующих высокой термо- и износостойкости, химической инертности и прочности материала. Традиционные методы получения керамических изделий (горячее прессование, холодное изостатическое прессование, искровое плазменное спекание, шликерное литье и др.) требуют изготовления сложной технологической оснастки и обязательной механической обработки керамической заготовки, что приводит к существенному удорожанию и усложнению технологического процесса. Помимо этого, механическая обработка оказывает негативное влияние на изделие в целом, создавая микротрещины на поверхности, которые в процессе эксплуатации могут привести к его разрушению [1–6]. Решением данной проблемы служит применение таких инновационных методов получения керамических изделий, как аддитивные технологии (АТ).

В настоящее время интерес к керамическому аддитивному производству значительно усилился. Так, по данным научно-технического портала ScieneDirect, за последние 10 лет количество научно-исследовательских публикаций, связанных с керамическим аддитивным производством, увеличилось в несколько раз (рис. 1). Активный интерес к АТ обусловлен в первую очередь возможностью получения сложнопрофильных керамических изделий различного назначения с физико-механическими характеристиками, сопоставимыми с показателями изделий, изготовленных традиционными методами.

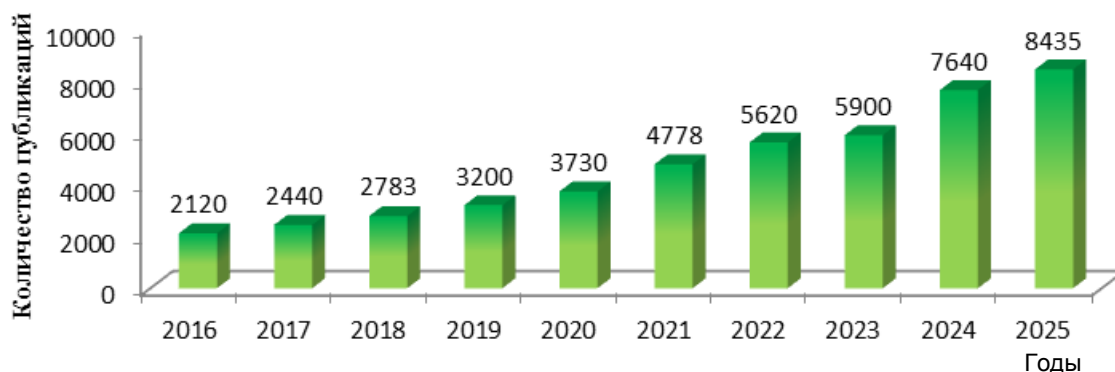


Рис. 1. Количество научных публикаций по теме «Additive ceramic manufacturing» на портале ScienceDirect

Существует два типа методов изготовления сложнопрофильных керамических изделий с применением АТ: прямые и непрямые. Процесс изготовления изделия прямыми методами, такими как селективное лазерное сплавление и селективное лазерное спекание, представляет собой нанесение керамического материала в виде сухого порошка на рабочую поверхность, при этом объединяет стадию формования и консолидации в одном цикле. Непрямые методы АТ, используемые для получения керамики, включают ряд технологических операций: 3D-печать, выжигание связующего и спекание. К непрямым методам АТ относят: лазерную стереолитографию (Stereolithography Apparatus – SLA), цифровую обработку светом, струйную печать связующим, послойное наплавление керамополимерного филамента и др. Несмотря на тот факт, что прямые методы АТ основаны на меньшем количестве операций по сравнению с непрямыми, их применение для 3D-печати керамики ограничено ввиду высокой температуры плавления керамических материалов ($>1800\text{ }^{\circ}\text{C}$) [7–12].

В качестве материала для 3D-печати непрямыми методами, как правило, выступает композиция, включающая керамический порошок, связующее и различные поверхностно-активные добавки. Вид исходного материала для 3D-печати зависит от выбранной технологии [13–15].

Наиболее перспективной АТ для получения изделий со сложной формой (наличие элементов с криволинейной поверхностью, тонкой или толстой стенки) является метод SLA [16–18]. Принцип действия этого метода заключается в послойной фотополимеризации керамической пасты под воздействием ультрафиолетового излучения (УФ), которое засвечивает области в соответствии с программно-заданным контуром (рис. 2). В качестве материала для 3D-печати методом SLA используют специальную керамическую пасту, состоящую из фотополимерного связующего и керамического порошка. К основным достоинствам метода SLA относят высокую точность и свободу печати, что позволяет получать керамические изделия сложной геометрической формы с возможностью регулирования уровня физико-механических характеристик и структуры, к недостаткам – высокую стоимость оборудования и сложность синтеза материалов, обладающих высокой степенью светопоглощения (SiC и др.) [19, 20].

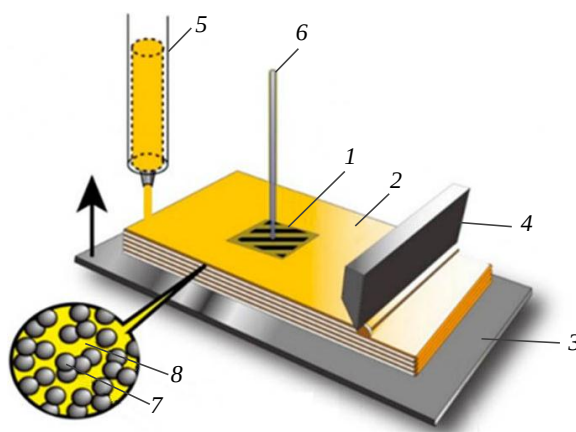


Рис. 2. Принцип действия технологии лазерной стереолитографии: 1 – печатаемое изделие; 2 – слой керамической пасты; 3 – платформа построения; 4 – ракель; 5 – система подачи керамической пасты; 6 – УФ-лазер; 7 – частицы оксида циркония; 8 – фотоотверждаемое полимерное связующее

Для получения бездефектных изделий методами АТ важно подготовить однородную и гомогенную керамическую пасту. Для этого необходимо, во-первых, подготовить керамический порошок. Размер и морфология частиц порошка, его химический состав оказывают прямое влияние на качество получаемого материала. В большинстве случаев порошок включает частицы осколькоатого типа ввиду сложности получения сферической формы. Для обеспечения полного вмешивания связующего в керамический порошок также необходимо, чтобы средний размер частиц не превышал 25 мкм. Мелкие частицы могут привести к их агломерации, а крупные – к снижению качества 3D-печати. Помимо этого, предпочтительно использование порошка с разным фракционным составом с целью обеспечения наиболее плотной упаковки частиц. Важно учитывать химический состав порошка: низкая химическая чистота исходных компонентов может привести к получению изделия с недостаточным уровнем физико-механических характеристик.

Во-вторых, необходимо правильно подобрать фотополимерное связующее. Как правило, связующее состоит из мономеров и/или олигомеров с винильными и акрилатными

группами. Данные фотополимеры имеют ряд преимуществ перед эпоксидными и полиэфирными соединениями: высокая реакционная способность, низкая вязкость, отверждение фотополимеров без выделения побочных продуктов. Для ускоренного инициирования фотополимеризации в связующее вводят различные фотоинициаторы. Преимущественно используют фотоинициаторы первого типа и именно те, которые обладают наибольшей абсорбционной способностью при заданной длине волны. Для минимизации тиксотропного и дилатантного поведения керамических паст в связующее вводят смачивающе-диспергирующие добавки.

В-третьих, после подготовки керамического порошка и фотополимерного связующего их необходимо смешать определенным образом [15, 21–26]. В противном случае гомогенность пасты не будет обеспечена, что приведет к браку.

Как указано ранее, синтез керамических материалов, обладающих высокой степенью светопоглощения, существенно усложнен при реализации метода SLA. Поэтому наиболее часто с использованием данной технологии синтезируют материалы с низкой степенью светопоглощения, такие как оксид алюминия и оксид циркония. Методом SLA из керамических паст на основе оксида циркония получают как различные конструкционные изделия (износостойкие детали, компоненты для насосов, элементы плунжеров насосов, пары трения и др.), так и изделия медицинского назначения, в основном в области стоматологии (зубные импланты).

Цель данной работы – получение высоконаполненной керамической пасты с содержанием оксида циркония до 81 % (по массе) и изготовление из нее керамики методом SLA.

Материалы и методы

Керамическую пасту получали путем смешивания керамического порошка оксида циркония и фотоотверждаемого полимерного связующего. В качестве твердой составляющей использовали порошок оксида циркония в тетрагональной модификации, в качестве связующего – композицию на основе акрилатных мономеров и олигомеров с фотоинициатором с высокой абсорбционной способностью.

Распределение частиц порошка оксида циркония по размеру представлено на рис. 3. Средний размер частиц составил 1,08 мкм.

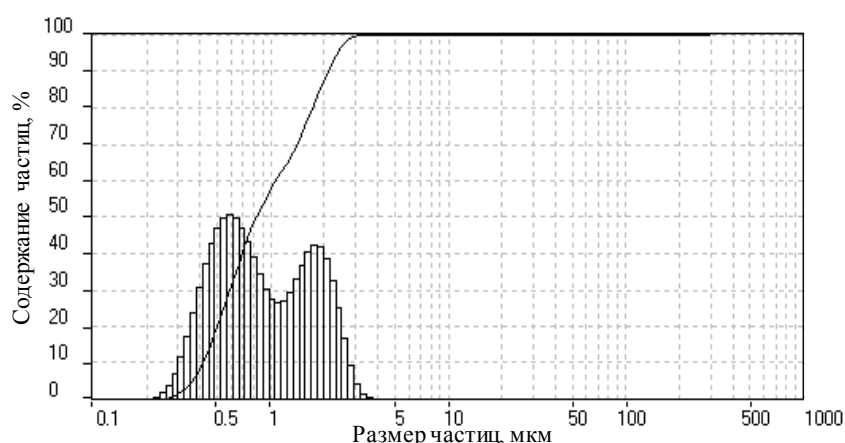


Рис. 3. Распределение частиц порошка оксида циркония по размеру

Методом SLA получены образцы из керамической пасты на основе оксида циркония. В ходе исследований подобрана оптимальная мощность лазера для 3D-печати.

После 3D-печати провели выжигание связующего и спекание. При исследовании микроструктуры спеченных керамических образцов использованы современные методы электронной микроскопии. Исследование механических свойств (прочность при изгибе, микротвердость) проводили на современных испытательных машинах в соответствии с ГОСТами и методиками испытаний. Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания.

Результаты и обсуждение

Важным аспектом получения керамических паст, применяемых для 3D-печати методом SLA, является исследование их реологических характеристик. Для исследования динамической вязкости и скорости сдвига изготовлены керамические пасты с различным содержанием порошка оксида циркония и фотоотверждаемого полимерного связующего без смачивающе-диспергирующих добавок. Данные характеристики исследовали на ротационном вискозиметре в интервале скоростей сдвига $0\text{--}100\text{ с}^{-1}$ при температуре $25\text{ }^{\circ}\text{C}$. Фотоотверждаемые полимерные связующие характеризуются ньютоновским поведением, высоконагруженные керамические пасты проявляют неньютоновское поведение из-за диспергированной твердой фазы (рис. 4). Такое поведение керамических паст является предпочтительным для процесса SLA. Оно предотвращает седиментацию частиц в пасте в состоянии покоя и способствует адекватному течению при сдвиге.

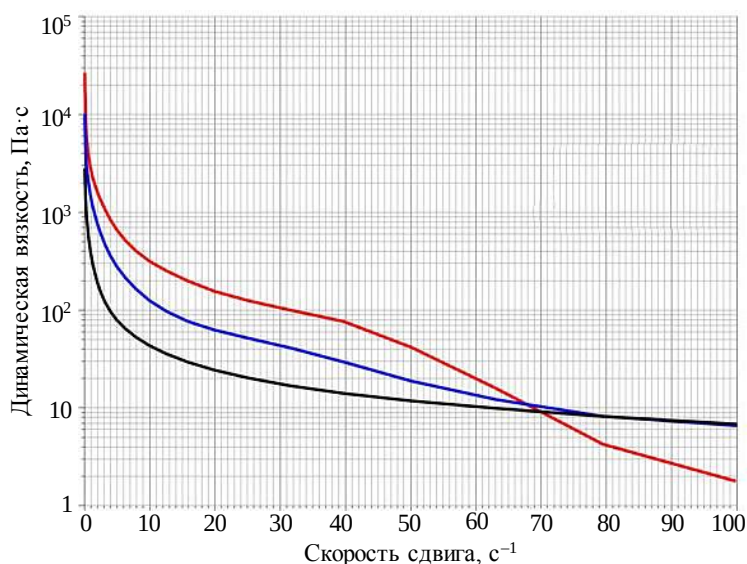


Рис. 4. Зависимости динамической вязкости керамических паст с содержанием оксида циркония 70 (—), 75 (—) и 80 % (по массе) (—) от скорости сдвига

Однако полученные результаты показали, что у керамических паст с содержанием порошка оксида циркония более 70–75 % (по массе) наблюдается переход из пастообразного состояния в пластичное. Поэтому в состав керамической пасты введены смачивающе-диспергирующие добавки, определена динамическая вязкость данных композиций и получены зависимости динамической вязкости (при скорости сдвига 30 с^{-1}) от содержания порошка ZrO_2 (рис. 5). Введение добавок позволило не только исключить переход пасты в пластичное состояние, но и увеличить содержание порошка оксида циркония до 81 % (по массе). При этом паста, в состав связующего которой введены смачивающе-диспергирующие добавки, не проявляла тиксотропного и дилатантного поведения.

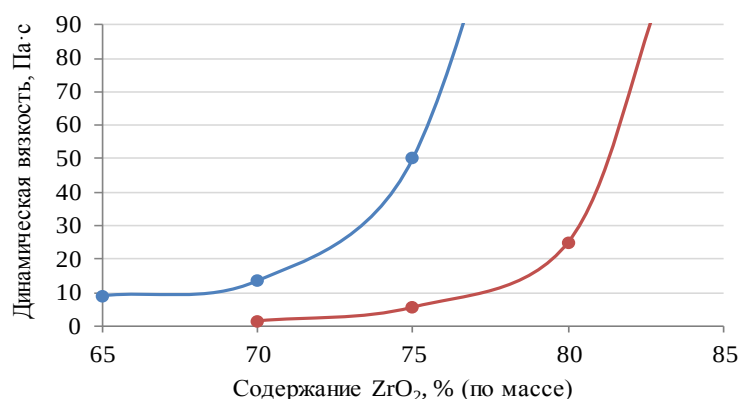


Рис. 5. Зависимости динамической вязкости (при скорости сдвига 30 с^{-1}) экспериментальных составов керамических паст со смачивающе-диспергирующими добавками (—) и без них (—) от содержания порошка ZrO_2

После получения керамической пасты на основе оксида циркония методом SLA изготовлены образцы, представляющие собой параллелепипеды с габаритными размерами $50 \times 12 \times 4 \text{ мм}$. Величину мощности УФ-лазера подбирали с учетом того, что глубина отверждаемого слоя должна быть в 3–4 раза больше, чем толщина наносимого слоя (50 мкм). При засвечивании керамической пасты УФ-лазером мощностью 300–400 мВ глубина отверждаемого слоя составляет $\sim(150\text{--}200)$ мкм, что обеспечивает достаточную адгезионную связь между слоями. При меньшей мощности печати глубины отверждаемого слоя будет недостаточно, что приведет к отслаиванию слоев друг от друга. При высокой мощности лазера слои будут переотверждаться, что также приведет к нарушению их целостности и, как следствие, к браку самого изделия.

Образцы, полученные методом SLA, после изготовления подвергали термическому удалению фотоотверждаемого полимерного связующего. Для предотвращения возникновения трещин в процессе отжига скорость нагрева должна быть низкой. Высокие скорости нагрева приведут к резкой потере массы изделия за счет слишком интенсивного высвобождения связующего. Для определения температурного интервала удаления фотоотверждаемого полимерного связующего из образца проведен термогравиметрический анализ (рис. 6). Установлено, что потеря массы образца начинается при температуре $\sim 180^\circ\text{C}$. Скорость разложения фотоотверждаемого полимерного связующего значительно увеличивается при достижении 330°C , при нагреве образцов до температуры $>450^\circ\text{C}$ происходит полное разложение связующего.

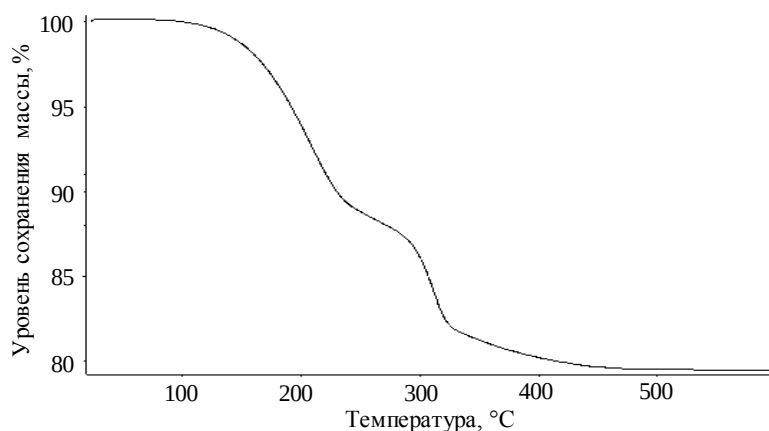


Рис. 6. Термогравиметрическая кривая образца из пасты на основе оксида циркония, полученного методом лазерной стереолитографии

Изделия, полученные методом SLA, претерпевают термическое воздействие (выжигание связующего и спекание), при котором изменяется их масса, поэтому необходимо учитывать усадку образцов. Усадка определена путем сопоставления исходных размеров 3D-модели и полученного образца после полного цикла керамического аддитивного производства. Полученные результаты (рис. 7) позволили определить коэффициенты масштабирования для керамики на основе оксида циркония, полученной методом SLA: $0,25 \times 0 \times 0,25$ % (длина $\times$ ширина $\times$ высота).

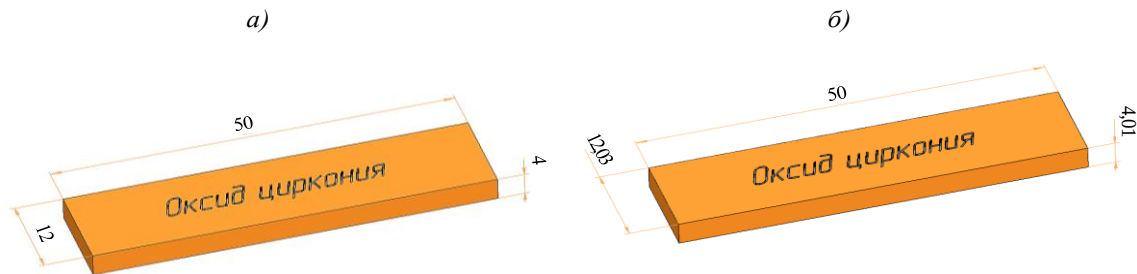


Рис. 7. Размеры 3D-модели (а) и образцов после полного цикла аддитивного производства (б)

Для обеспечения требуемых физико-механических характеристик после удаления фотоотверждаемого полимерного связующего проведено спекание полученных образцов при температурах 1500–1600 °С в воздушной среде.

Керамика, полученная методом SLA из пасты на основе оксида циркония, обладает равномерной низкопористой мелкокристаллической структурой (рис. 8). Размер зерен не превышает 1 мкм.

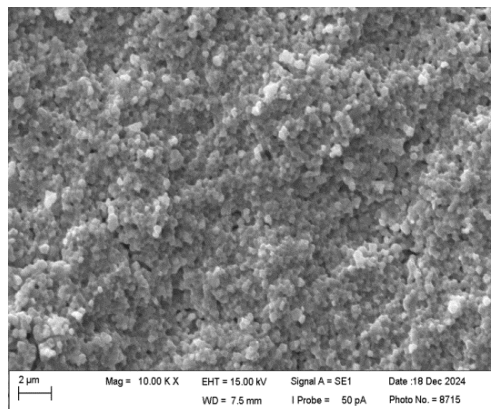


Рис. 8. Структура керамического материала на основе ZrO_2

Установлено, что физико-механические и теплофизические характеристики образцов, полученных методом SLA из пасты на основе оксида циркония, сопоставимы с показателями образцов, изготовленных для сравнения традиционным методом – полусухим прессованием с последующим спеканием при температурах 1600–1700 °С (см. таблицу). При этом из керамической пасты на основе оксида циркония методом SLA можно получать изделия сложной формы с регулируемой структурой и необходимым уровнем физико-механических и теплофизических характеристик, что обеспечивается за счет возможности изменения режимов удаления фотоотверждаемого полимерного связующего и спекания изделий. Изменение технологических параметров 3D-печати (мощность лазера, скорость и траектория засвечивания) также могут оказывать влияние на качество конечного изделия.

Свойства керамики на основе ZrO_2

Свойства	Значения свойств для образцов	
	из керамической пасты, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ	керамики, полученной традиционным методом
Плотность, г/см ³	5,5–5,8	5,5–5,9
Температурный коэффициент линейного расширения (при 20–1600 °С) $\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹	10,5	11,0
Микротвердость, ГПа	10,6–12,5	12,0

Следует отметить, что при получении изделий сложной формы методом SLA часто используются поддерживающие структуры. Они необходимы для сохранения целостности нависающих и/или тонкостенных элементов изделия. Как правило, удаление поддерживающих структур происходит механически после 3D-печати изделия до начала следующих этапов, таких как отжиг и спекание. Проектирование поддерживающих структур осуществляется таким образом, чтобы их механическое удаление не привело к нарушению целостности напечатанного изделия.

Примеры изделий из керамики на основе оксида циркония, полученной методом SLA в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, приведены на рис. 9.

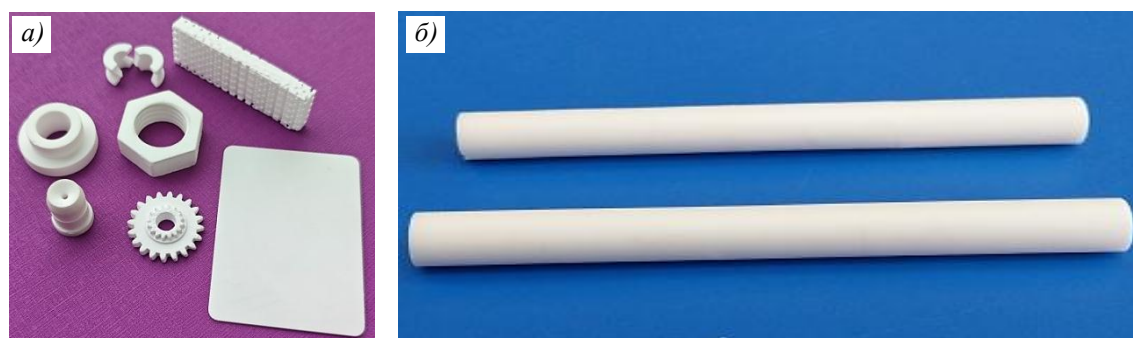


Рис. 9. Изделия различной конфигурации (а) и штифты для высокотехнологичного оборудования (б) из керамики на основе оксида циркония, полученные методом лазерной стереолитографии

Заключения

Разработана высоконаполненная керамическая паста с содержанием порошка оксида циркония до 81 % (по массе), позволяющая получать керамику методом SLA. Данный керамический материал можно применять для изготовления сложнопрофильных изделий, используемых в авиации, двигателестроении, ракетно-космической технике и микроэлектронике, в качестве комплектующих научно-исследовательского и технологического оборудования. Возможно регулирование структуры и уровня физико-механических и теплофизических характеристик изделий, полученных из разработанной керамической пасты на основе оксида циркония, что существенно увеличивает область их применения.

В настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ организован полный цикл аддитивного керамического производства, позволяющий получать сложные керамические изделия из пасты на основе оксида циркония методом SLA.

Список источников

1. Житнюк С.В., Медведев П.Н., Сорокин О.Ю., Качаев А.А. Формирование кристаллографической текстуры в поликристаллической керамике как способ повышения свойств (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). С. 74–86. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-74-86.

2. Славин А.В., Донецкий К.И., Хрульков А.В. Перспективы применения полимерных композиционных материалов в авиационных конструкциях в 2025–2035 гг. (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). С. 81–92. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.
3. Бутузов А.В., Лебедева Ю.Е., Семина А.В., Серкова Е.А., Лонский С.Л. Влияние природы и концентрации смачивающе-диспергирующей добавки на реологические свойства и стабильность высоконаполненных керамических суспензий на основе оксида алюминия // Труды ВИАМ. 2026. № 4 (158). С. 85–103. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-85-103.
4. Толмачев Я.В., Заварзин С.В., Лощина А.О., Князев А.В. Высокотемпературная оксидная коррозия керамических материалов ГТД // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). С. 69–83. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-69-83.
5. Бабашов В.Г., Максимов В.Г., Варрик Н.М., Самородова О.Н. Изучение структуры и свойств керамических композиционных материалов на основе муллита // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 54–63. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-54-63.
6. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы // Металлы Евразии. 2017. № 3. С. 2–6.
7. Bellini A., Shor L., Guceri S.I. New developments in fused deposition modeling of ceramics // Rapid Prototyping Journal. 2005. Vol. 11. P. 214–220.
8. Gonzalez J.A., Mireles J., Lin Y. et al. Characterization of ceramic components fabricated using binder jetting additive manufacturing technology // Ceramic International. 2016. Vol. 42. P. 10559–10564.
9. Kiriha S. Additive manufacturing of ceramic components using laser scanning stereolithography // Welding in the World. 2016. Vol. 60. P. 697–702.
10. Faes M., Vleugels J., Vogeler F. et al. Extrusion-based additive manufacturing of ZrO_2 using photoinitiated polymerization // Journal of Manufacturing Science and Technology. 2016. Vol. 14. P. 28–34.
11. Zhou W., Li D., Chen Z. The influence of ingredients of silica suspensions and laser exposure on uv-curing behavior of aqueous ceramic suspensions in stereolithography // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2011. Vol. 52. P. 575–582.
12. Witkowski S., Lange R. Stereolithography as an additive technique in density // Schweiz Monatsschr Zahmed. 2003. Vol. 113 (8). P. 868–884.
13. Pfaffinger M., Mitteramkogler G., Gmeiner R. et al. Thermal debinding of ceramic-filled photopolymers // Materials Science Forum. 2015. Vol. 825. P. 75–81.
14. Xu G., Zhao W., Lu B. Fabrication of microstructures using high-resolution stereolithography system // Journal of Mechanical Engineering. 2005. Vol. 9. P. 86–89.
15. Xing H., Zou B., Li S. et al. Study on surface quality, precision and mechanical properties of 3D printed ZrO_2 ceramic components by laser scanning stereolithography // Ceramics International. 2017. Vol. 43 (18). P. 16340–16347.
16. Chen Z., Li Z., Li J. et al. 3D printing of ceramics: a review // Journal of the European Ceramic Society. 2019. Vol. 39 (4). P. 130–145.
17. Zocca A., Colombo P., Gomes C.M. et al. Additive manufacturing of ceramics: issues, potentialities, and opportunities // Journal of the American Ceramic Society. 2015. Vol. 98. P. 1983–2001.
18. Xu Y., Wu X., Guo X. et al. The boom in 3D-printed sensor technology // Sensors. 2017. Vol. 17. P. 2439–2441.
19. Wu Z., Liu W., Wu H. et al. Research into the mechanical properties, sintering mechanism and microstructure evolution of Al_2O_3 – ZrO_2 composites fabricated by a stereolithography-based 3D printing method // Materials Chemistry and Physics. 2018. Vol. 207. P. 1–10.
20. Dehurtevent M., Robberecht L., Hornez J.C. et al. Stereolithography: A new method for processing dental ceramics by additive computer-aided manufacturing // Dental Materials. 2017. Vol. 33. P. 477–485.
21. Falkowski P., Grzelak A. Effect of solvents on curing process of photopolymerizable ceramic suspensions // Archives Metallurgy and Materials. 2013. Vol. 58. P. 1411–1414.

22. Weng Z., Zhou Y., Lin W. et al. Structure-property relationship of nano enhanced stereolithography resin for desktop SLA 3D printer // *Composites*. 2016. Vol. 88. P. 234–242.
23. Griffith M.L., Halloran J.W. Freeform fabrication of ceramics via stereolithography // *Journal of the American Ceramic Society*. 2005. Vol. 79. P. 2601–2608.
24. De Camargo I.L., Morais M.M., Fortulan C.A. A review on the rheological behavior and formulations of ceramic suspensions for vat photopolymerization // *Ceramics International*. 2021. Vol. 47. P. 11906–11921.
25. Zakeri S., Vippola M., Levanen E. A comprehensive review of the photopolymerization of ceramic resins used in stereolithography // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 35. P. 101–177.
26. Manapat J.Z., Chen O., Ye P. et al. 3D printing of polymer nanocomposites via stereolithography // *Macromolecular Materials and Engineering*. 2017. Vol. 302 (9). P. 1–13.

References

1. Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N., Sorokin O.Yu., Kachaev A.A. Formation of crystallographic texture in polycrystalline ceramics as a way to enhance properties (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), pp. 74–86. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-74-86.
2. Slavin A.V., Donetskiy K.I., Khrulkov A.V. Prospects for the use of polymer composite materials in aircraft structures in 2025–2035 (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), pp. 81–92. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-81-92.
3. Butuzov A.V., Lebedeva Yu.E., Semina A.V., Serkova E.A., Lonskii S.L. Influence of the nature and concentration of the wetting-dispersing additive on the rheological properties and stability of highly filled ceramic slurries based on aluminum oxide. *Trudy VIAM*, 2026, no. 4 (158), pp. 85–103. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-85-103.
4. Tolmachev Ya.V., Zavarzin S.V., Loshchinina A.O., Knyazev A.V. High temperature oxide corrosion of ceramic materials in turbine engines. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), pp. 69–83. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-69-83.
5. Babashov V.G., Maksimov V.G., Varrik N.M., Samorodova O.N. Studying of structure and properties of samples of ceramic composite materials on the basis of mullite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 54–63. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-54-63.
6. Kablov E.N. Dominant of the national technological initiative. *Metally Eurazii*, 2017, no. 3, pp. 2–6.
7. Bellini A., Shor L., Guceri S.I. New developments in fused deposition modeling of ceramics. *Rapid Prototyping Journal*, 2005, vol. 11, pp. 214–220.
8. Gonzalez J.A., Mireles J., Lin Y. et al. Characterization of ceramic components fabricated using binder jetting additive manufacturing technology. *Ceramic International*, 2016, vol. 42, pp. 10559–10564.
9. Kirihaara S. Additive manufacturing of ceramic components using laser scanning stereolithography. *Welding in the World*, 2016, vol. 60, pp. 697–702.
10. Faes M., Vleugels J., Vogeler F. et al. Extrusion-based additive manufacturing of ZrO₂ using photoinitiated polymerization. *Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2016, vol. 14, pp. 28–34.
11. Zhou W., Li D., Chen Z. The influence of ingredients of silica suspensions and laser exposure on uv-curing behavior of aqueous ceramic suspensions in stereolithography. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, vol. 52, pp. 575–582.
12. Witkowski S., Lange R. Stereolithography as an additive technique in density. *Schweiz Monatsschr Zahmed*, 2003, vol. 113 (8), pp. 868–884.
13. Pfaffinger M., Mitteramkogler G., Gmeiner R. et al. Thermal debinding of ceramic-filled photopolymers. *Materials Science Forum*, 2015, vol. 825, pp. 75–81.
14. Xu G., Zhao W., Lu B. Fabrication of microstructures using high-resolution stereolithography system. *Journal of Mechanical Engineering*, 2005, vol. 9, pp. 86–89.

15. Xing H., Zou B., Li S. et al. Study on surface quality, precision and mechanical properties of 3D printed ZrO_2 ceramic components by laser scanning stereolithography. *Ceramics International*, 2017, vol. 43 (18), pp. 16340–16347.
16. Chen Z., Li Z., Li J. et al. 3D printing of ceramics: a review. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, vol. 39 (4), pp. 130–145.
17. Zocca A., Colombo P., Gomes C.M. et al. Additive manufacturing of ceramics: issues, potentialities, and opportunities. *Journal of the American Ceramic Society*, 2015, vol. 98, pp. 1983–2001.
18. Xu Y., Wu X., Guo X. et al. The boom in 3D-printed sensor technology. *Sensors*, 2017, vol. 17, pp. 2439–2441.
19. Wu Z., Liu W., Wu H. et al. Research into the mechanical properties, sintering mechanism and microstructure evolution of Al_2O_3 – ZrO_2 composites fabricated by a stereolithography-based 3D printing method. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, vol. 207, pp. 1–10.
20. Dehurtevent M., Robberecht L., Hornez J.C. et al. Stereolithography: A new method for processing dental ceramics by additive computer-aided manufacturing. *Dental Materials*, 2017, vol. 33, pp. 477–485.
21. Falkowski P., Grzelak A. Effect of solvents on curing process of photopolymerizable ceramic suspensions. *Archives Metallurgy and Materials*, 2013, vol. 58, pp. 1411–1414.
22. Weng Z., Zhou Y., Lin W. et al. Structure-property relationship of nano enhanced stereolithography resin for desktop SLA 3D printer. *Composites*, 2016, vol. 88, pp. 234–242.
23. Griffith M.L., Halloran J.W. Freeform fabrication of ceramics via stereolithography. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, vol. 79, pp. 2601–2608.
24. De Camargo I.L., Morais M.M., Fortulan C.A. A review on the rheological behavior and formulations of ceramic suspensions for vat photopolymerization. *Ceramics International*, 2021, vol. 47, pp. 11906–11921.
25. Zakeri S., Vippola M., Levanen E. A comprehensive review of the photopolymerization of ceramic resins used in stereolithography. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 35, pp. 101–177.
26. Manapat J.Z., Chen O., Ye P. et al. 3D printing of polymer nanocomposites via stereolithography. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2017, vol. 302 (9), pp. 1–13.

Информация об авторах

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

Лебедева Юлия Евгеньевна, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Чайникова Анна Сергеевна, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гамазина Мария Васильевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Светогоров Константин Игоревич, ведущий инженер-конструктор, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

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

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

Konstantin I. Svetogorov, Leading Design Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 29.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 04.06.2026.

The article was submitted 29.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 04.06.2026.

Научная статья

УДК 629.7.023.222

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-208-218

АТМОСФЕРОСТОЙКОЕ АКРИЛ-УРЕТАНОВОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИЛСОДЕРЖАЩЕГО АКРИЛОВОГО СОПОЛИМЕРА

Д.А. Измалков¹, Ю.К. Зверевич¹, М.С. Кожухаров¹, К.Р. Ахмадиева¹, А.И. Ткачук¹

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

Аннотация. Приведена общая информация о полиуретановых лакокрасочных материалах, областях их применения и свойствах. Представлены акрил-уретановые материалы, их преимущества и свойства некоторых промышленных марок. Синтезирован гидроксилсодержащий акриловый сополимер методом растворной радикальной сополимеризации, исследованы характеристики продукта синтеза. На основе раствора сополимера получены экспериментальные композиции. Изучены эксплуатационные характеристики полученных акрил-уретановых покрытий. Исследовано влияние добавки полиметилсилоксанового масла на свойства материала.

Ключевые слова: гидроксилсодержащий акриловый сополимер, акрил-уретановый лакокрасочный материал, атмосферостойкость, физико-механические характеристики, эксплуатационные свойства, радикальная сополимеризация

Для цитирования: Измалков Д.А., Зверевич Ю.К., Кожухаров М.С., Ахмадиева К.Р., Ткачук А.И. Атмосферостойкое акрил-уретановое покрытие на основе гидроксилсодержащего акрилового сополимера // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 208–218. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-208-218.

Scientific article

WEATHER-RESISTANT ACRYLIC-URETHANE COATING BASED ON HYDROXYL-CONTAINING ACRYLIC COPOLYMER

D.A. Izmailkov¹, Yu.K. Zverevich¹, M.S. Kozhukharov¹, K.R. Akhmadieva¹, A.I. Tkachuk¹

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

Abstract. The article provides general information about polyurethane paint-and-varnish materials, their areas of application and properties. Acrylic-urethane materials as well as their advantages and properties of certain industrial brands are presented. A hydroxyl-containing acrylic copolymer was synthesized by solution radical copolymerization, and the characteristics of the synthesis product were studied. Experimental compositions were obtained based on a copolymer solution. Acrylic-urethane coatings were obtained and their performance characteristics were studied. The effect of the addition of polymethylsiloxane oil on the properties of the material was investigated.

Keywords: hydroxyl-containing acrylic copolymer, acrylic-urethane paint-and-varnish material, weather-resistance, physical and mechanical characteristics, performance properties, radical copolymerization

For citation: Izmailkov D.A., Zverevich Yu.K., Kozhukharov M.S., Akhmadieva K.R., Tkachuk A.I. Weather-resistant acrylic-urethane coating based on hydroxyl-containing acrylic copolymer. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 208–218. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-208-218.

Введение

Полиуретановые лакокрасочные материалы (ЛКМ) широко распространены в промышленности. Они содержат гетероцепные полимеры, в структуре которых присутствуют уретановые группы. Помимо этого, в их полимерной основе могут содержаться простые эфирные, сложноэфирные и другие группировки, в том числе полифункциональные [1]. Благодаря такому разнообразию состава можно получать большой ассортимент ЛКМ, обеспечивающих соответствие покрытий на их основе широкому комплексу эксплуатационных требований [2].

На физико-механические свойства полиуретановых покрытий влияют природа и длина участков цепи между уретановыми звеньями, наличие сшивок между макромолекулами и их плотность, присутствие наполнителей и функциональных/технологических добавок [3]. Сшитые и разветвленные полиуретаны образуют гибкую и подвижную пространственную сетку, которая под действием внешних факторов может выдерживать существенные нагрузки. В зависимости от количества поперечных мостиков между макромолекулами можно получать материалы с различными свойствами – от жестких термопластов до мягких эластомеров. В работе [4] подробно описаны особенности синтеза полиуретанов, а также влияние компонентов на характеристики полимеров.

Благодаря физико-механическим свойствам и стойкости к внешним воздействиям полиуретановые ЛКМ применяют в различных областях деятельности человека [5], например для защиты полов на заводах в производственных помещениях, цехах, складах и др. [6]. Такими ЛКМ окрашивают промышленное оборудование, колеса погрузчиков и валы конвейеров [7]. В автомобилестроении в качестве финишных покрытий кузовов и корпусов используют полиуретановые эмали и лаки для повышения срока эксплуатации в условиях атмосферных воздействий [8, 9].

Реакция получения полиуретанов основана на химическом взаимодействии между гидроксильными и изоцианатными группами. Данные материалы существуют в виде одно- и двухупаковочных систем.

К одноупаковочным полиуретановым ЛКМ относят композиции, содержащие в качестве пленкообразователя смолы или их растворы, в составе которых присутствуют олигомерные полиолы и ди- или полиизоцианаты с блокированными изоцианатными группами. При формировании лакокрасочного покрытия (ЛКП) между макромолекулами образуются сшивки с участием влаги из воздуха либо материал способен к физическому высыханию при комнатной температуре.

Двухупаковочные системы полиуретановых ЛКМ состоят из растворов гидроксилсодержащих полимеров (полиэфиры, полиолы, полиакрилаты) и изоцианатных отвердителей. Основная реакция отверждения может протекать за счет действия катализаторов, высоких температур или сочетания данных факторов [10].

Особый интерес представляют акрил-уретановые материалы на основе гидроксилсодержащих акриловых сополимеров, так как покрытия на их основе совмещают характеристики как акриловых, так и полиуретановых полимеров. На свойства конечного продукта также влияет строение изоцианата [11]. Увеличение количества сшивок приводит к повышению твердости и прочности ЛКП до определенного предела, а также стойкости к внешним механическим воздействиям. К преимуществам гибридного акрил-уретанового покрытия также можно отнести равномерное распределение гидроксильных фрагментов по длине макромолекулы сополимера по сравнению с ЛКМ на основе гидроксилсодержащих полиэфиров [12].

В настоящее время существует потребность в синтезе нового гидроксилсодержащего акрилового сополимера для получения на его основе ЛКМ и ЛКП с требуемым набором эксплуатационных характеристик.

В промышленности двухкомпонентные акрил-уретановые эмали на основе гидроксилсодержащих акриловых сополимеров являются широко распространенным классом ЛКМ. Среди серийно выпускаемых материалов можно выделить эмали марок АК-1206 (Россия), Masscorpur 14 (Россия), Политон-Ур (Россия), Interthane 990 (Великобритания), Nempathane Topcoat 55210 (Дания). Свойства эмалей приведены в табл. 1.

Таблица 1

Свойства акрил-уретановых лакокрасочных материалов

Показатель	Значения показателей для материалов марок				
	АК-1206	Masscorpur 14	Политон-Ур	Interthane 990	Nempathane Topcoat 55210
Условная вязкость*, с	От 30 до 70	–	40	–	–
Время высыхания до степени 3 при 20 °С, ч	6	–	6	–	–
Жизнеспособность, ч	6	6	4	2	4
Толщина одного слоя, мкм	От 30 до 35	–	От 80 до 100	От 50 до 75	От 40 до 80
Массовая доля нелетучих веществ, %	От 30 до 75	59±2	60	57±3	51±2
Температурный диапазон эксплуатации, °С	От –60 до +130	От –60 до +120	От –50 до +60	–	До 120

* Определена на вискозиметре ВЗ-246 с диаметром сопла 4 мм при 20 °С.

Самым распространенным способом получения данных сополимеров является свободно-радикальная сополимеризация в растворителях или эмульсии [13]. Основными мономерами с функциональными группами для получения гидроксилсодержащих акриловых сополимеров являются 2-гидроксиэтилакрилат [13] и 2-гидроксиметилметакрилат [12]. В качестве других компонентов применяют акриловые и метакриловые эфиры и кислоты, а также другие виниловые сомомеры. Варьируя соотношение мономеров, можно регулировать физико-механические характеристики конечного покрытия [14]. Источниками радикалов являются перекиси, гидроперекиси и азосоединения, например третбутилпероксибензоат [15] или азобисизобутиронитрил [16].

Существует тенденция снижения содержания легколетучих органических соединений и перехода на водорастворимые и водно-дисперсионные ЛКМ. В области исследования и разработки акрил-уретановых ЛКМ проведен ряд работ по уменьшению вредного воздействия на окружающую среду [17].

В настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ ведется работа по получению гидроксилсодержащих акриловых сополимеров и созданию на их основе экспериментальных композиций, которые позволят изготовить акрил-уретановые покрытия авиационного назначения с новыми, ранее недостижимыми характеристиками, а также решить проблемы импортозамещения, в том числе компонентной базы [18].

Материалы и методы

Для получения гидроксилсодержащего сополимера выбран метод растворной радикальной сополимеризации. В качестве мономеров применяли 2-гидроксиэтилакрилат, бутилметакрилат, бутилакрилат и стирол. Источником свободных радикалов являлся пероксид бензоила. Для снижения молекулярной массы использовали бутантиол-1. Сополимеризацию проводили в четырехгорлой колбе с обратным холодильником и верхнеприводным перемешивающим устройством. Перед синтезом готовили смесь мономеров с инициатором и регулятором молекулярной массы до полного растворения

перекиси. В начале реактор заполняли смесью ортоксиллола и бутилацетата, после чего осуществляли перемешивание и нагрев до температуры 80 °С, одновременно продувая реакционное пространство гелием. По достижении необходимой температуры в четырехгорлой колбе отключали подачу инертного газа и загружали мономерную смесь через капельную воронку в течение 30 мин. Синтез проводили в течение 6–8 ч до конверсии 98–99 %, определяемой гравиметрическим методом. После завершения сополимеризации определяли содержание гидроксильных групп в сополимере методом титрования выделенного из раствора образца, молекулярную массу и молекулярно-массовое распределение с помощью метода гель-проникающей хроматографии, рассчитывали содержание нелетучих веществ.

В растворе сополимера диспергировали диоксид титана для получения полуфабриката эмали белого цвета. Далее в часть композиций добавили полиметилсилоксановое масло марки ПМС-50 для улучшения растекаемости. Для облегчения диспергирования пигмента полуфабрикат эмали разбавили смесью растворителей марки Р-189. Диспергирование диоксида титана проводили до размера частиц <30 мкм с использованием верхнеприводного перемешивающего устройства и бисера. По завершении диспергирования определили массовую долю нелетучих веществ (ГОСТ 31939–2022) и условную вязкость (ГОСТ 8420–2022) полуфабриката эмали. Затем в пигментированный раствор сополимера добавляли расчетное количество отвердителя на основе алифатического изоцианата и раствор оловоорганического катализатора. Количество отвердителя рассчитывали по формуле

$$m_{\text{отв}} = \frac{m_{\text{п/ф}} MM_{\text{NCO}} w_{\text{ОН}} w_{\text{соп}}}{MM_{\text{ОН}} w_{\text{NCO}}},$$

где $m_{\text{п/ф}}$ – масса полуфабриката эмали, г; MM_{NCO} – молекулярная масса изоцианатной группы, г/моль; $MM_{\text{ОН}}$ – молекулярная масса гидроксильной группы, г/моль; $w_{\text{ОН}}$ – содержание гидроксильных групп в сополимере, %; w_{NCO} – содержание изоцианатных групп в растворе отвердителя, %; $w_{\text{соп}}$ – содержание сополимера в полуфабрикате эмали, %.

Готовую к применению экспериментальную композицию тщательно перемешивали и разбавляли растворителем Р-189 до рабочей вязкости от 16 до 20 с, после чего наносили на заранее подготовленные стеклянные и алюминиевые пластины при помощи пневматического распыления в два слоя. Жизнеспособность композиции составила 5–6 ч, время высыхания пленок до степени 3 достигло 5–6 ч. Для сравнения использованы некоторые характеристики материала марки АК-1206.

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

Результаты

Свойства продукта синтеза и полуфабриката эмали

Продукт синтеза представлял собой прозрачный однородный раствор желтоватого цвета с высокой вязкостью. Сополимер и раствор гидроксилсодержащего акрилового сополимера характеризовался следующими свойствами:

Среднечисловая молекулярная масса, г/моль	16000
Средневесовая молекулярная масса, г/моль	109000
Индекс полидисперсности	6,8
Массовая доля нелетучих веществ, %	52,5
Конверсия, %	99
Содержание ОН-групп в сополимере, %	4,3

Основные характеристики полученной жидкой композиции приведены в табл. 2.

Таблица 2

Свойства полуфабрикатов эмали

Показатель	Значения показателей для		
	полуфабриката		эмали АК-1206
	с добавкой ПМС-50	без добавки	
Массовая доля нелетучих веществ, %	50,7	47,1	От 30,0 до 75,0
Условная вязкость*, с	76	51	От 30 до 70
* Определена на вискозиметре ВЗ-246 с диаметром сопла 4 мм.			

Внешний вид покрытий

После полного отверждения композиции получены гладкие однородные покрытия белого цвета без морщин и посторонних включений. Внешний вид материала представлен на рис. 1.

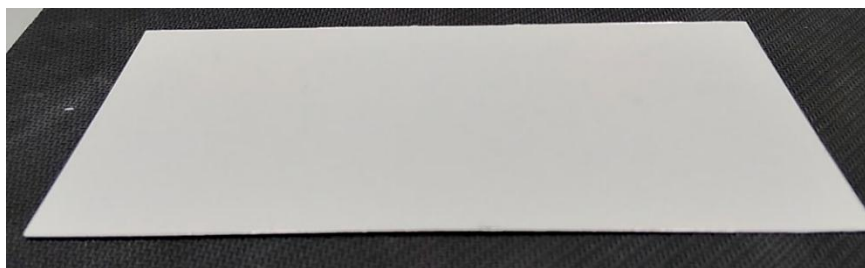


Рис. 1. Внешний вид покрытия

С помощью спектрофотометра и блескомера измерены начальные показатели внешнего вида ЛКП. Полученные покрытия обладали глянцем, блеск составил от 80 до 84 усл. ед.

Физико-механические свойства покрытий

Определены твердость (ГОСТ 5233–2021), адгезия к анодированному алюминию (ГОСТ 31149–2014), прочность при ударе (ГОСТ 4765–2024), эластичность при изгибе (ГОСТ 6806–2024) и толщина (ГОСТ 31993–2024) акрил-уретановых ЛКП после выдержки в течение 7 сут. Испытания проводили на образцах без грунтовочного слоя. Основные результаты приведены в табл. 3.

Таблица 3

Физико-механические свойства лакокрасочных покрытий

Показатель	Значения показателей для		
	полуфабриката		эмали АК-1206
	с добавкой ПМС-50	без добавки	
Прочность при ударе, см	50	50	50
Эластичность при изгибе, мм	1	1	1
Твердость по маятниковому прибору типа ТМЛ с использованием маятника Б/А, ед.	0,39/0,74	0,50/0,77	0,20/0,30
Адгезия, балл	От 0 до 1	От 0 до 1	1
Толщина двухслойного покрытия, мкм	От 35 до 45	От 35 до 45	От 30 до 50

Покрытия показали высокий уровень физико-механических свойств, причем покрытие на основе эмали с полиметилсилоксановым маслом имело более низкий показатель твердости, что, предположительно, связано с пластифицирующими свойствами добавки или ее миграцией на поверхностный слой материала. Таким образом, экспериментальное ЛКП имело характеристики, сопоставимые со свойствами эмали АК-1206.

Устойчивость покрытий к воздействию смывок

Для оценки возможности удаления покрытий с окрашиваемой поверхности при воздействии смывок получали ЛКП на основе экспериментального образца эмали. Для этого применяли смывки марок ВСС-1 и Elcon S. Испытания проводили после выдержки материала при комнатной температуре в течение 7 сут. При применении смывок происходило отслоение покрытия по всей площади за счет набухания материала, деформации под действием минеральных кислот и потери адгезии к металлу, что позволяет при эксплуатации проводить ремонтные работы.

Устойчивость покрытий к статическому воздействию органических жидкостей

Испытаниям подвергали акрил-уретановые покрытия после выдержки при комнатной температуре в течение 7 сут. Торцы образцов защищали эмалью ЭП-140. Образцы помещали в емкости, наполненные маслом марки Б-3В и гидравлической жидкостью марки LD-4, на 30 сут. По истечении времени пластины с ЛКП извлекали из жидкостей и просушивали в течение ~30 мин на воздухе. Затем проводили осмотр покрытий, определяли адгезию и прочность при ударе, измеряли изменения координат цвета и блеска. Результаты испытаний представлены в табл. 4.

Таблица 4

Свойства лакокрасочных покрытий после воздействия органических жидкостей

Показатель	Значения показателей для полуфабриката	
	с добавкой ПМС-50	без добавки
Прочность при ударе, см	50	50
Адгезия, балл	0	0
Цветовое различие (ΔE)	0,8	1,5
	1,2	0,6
Изменение блеска покрытия, %	17,6	4,3
	13,6	16,0
Примечание. В числителе и знаменателе указаны показатели покрытий после воздействия масла Б-3В и гидравлической жидкости LD-4 соответственно.		

При осмотре покрытия не выявлены растрескивания, пузыри и другие дефекты. Потемнение и пожелтение материала было едва различимым. После испытаний ЛКП сохранило показатели прочности при ударе и адгезии на высоком уровне. Изменения координат цвета и блеска были незначительными, но у покрытий с добавкой ПМС-50 после выдержки в масле Б-3В выявлено наибольшее снижение блеска, что, предположительно, может быть связано с переходом добавки из объема материала в органические жидкости.

Устойчивость покрытий к статическому воздействию воды

Проведена оценка устойчивости к статическому воздействию воды акрил-уретанового покрытия с торцами, защищенными эмалью ЭП-140. Образцы после выдержки при комнатной температуре в течение 7 сут помещали в емкости с водой на 10 сут, далее ЛКП сушили в течение 30 мин на воздухе и осуществляли осмотр материала, определяли физико-механические свойства и показатели внешнего вида. Данные испытаний приведены в табл. 5.

Таблица 5

Свойства лакокрасочных покрытий после воздействия воды

Показатель	Значения показателей для полуфабриката	
	с добавкой ПМС-50	без добавки
Прочность при ударе, см	50	50
Адгезия, балл	0	0
Цветовое различие (ΔE)	1,4	2,7
Изменение блеска покрытия, %	8,0	4,5

После испытаний на поверхности эмали отсутствовали какие-либо дефекты, показатели прочности при ударе и адгезии к металлу остались на высоком уровне.

Устойчивость покрытий к тепловому воздействию

Алюминиевые пластины с акрил-уретановым ЛКП выдерживали в течение 200 ч в сушильном шкафу при максимальных температурах эксплуатации эмали АК-1206 (120 и 130 °С), после чего исследовали их свойства. Основные результаты испытаний представлены в табл. 6.

Таблица 6

Свойства лакокрасочных покрытий после теплового воздействия

Показатель	Значения показателей для		
	полуфабриката		эмали АК-1206
	с добавкой ПМС-50	без добавки	
Прочность при ударе, см	50	50	50
Адгезия, балл	0	0	1
Цветовое различие (ΔE)	$\frac{2,4}{2,9}$	$\frac{2,5}{2,9}$	—
Изменение блеска покрытия, %	$\frac{6,5}{7,2}$	$\frac{7,3}{7,4}$	
Примечание. В числителе и знаменателе указаны показатели покрытий после выдержки при температуре 120 и 130 °С соответственно.			

Материал сохранил физико-механические свойства на высоком уровне, что сопоставимо с характеристиками эмали АК-1206. Внешний вид покрытий изменился (отмечено пожелтение), при этом произошло незначительное изменение показателя блеска, что свидетельствует о высокой устойчивости к тепловому воздействию.

Свойства поверхности покрытия

Для образцов покрытий определены показатели краевого угла при смачивании водой и шероховатость поверхности (ГОСТ Р 71448–2024). Результаты исследования приведены в табл. 7.

Таблица 7

Свойства поверхности лакокрасочных покрытий

Показатель	Значения показателей для полуфабриката	
	с добавкой ПМС-50	без добавки
Краевой угол смачивания, градус	89,9	89,3
Среднеарифметическое отклонение профиля R_a , нм	280,6	513,4

Добавление полиметилсилоксанового масла не повлияло на показатель краевого угла (рис. 2) между покрытием и водой, в то время как ЛКП с добавкой имели меньший уровень шероховатости и более гладкую поверхность.

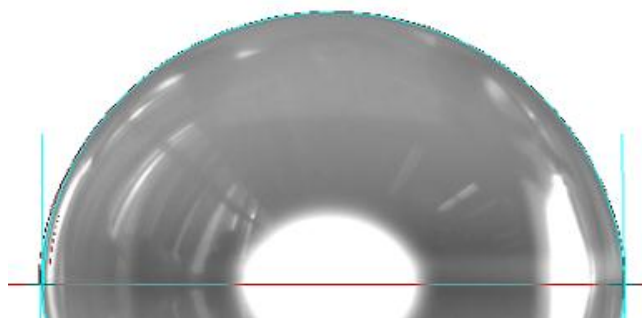


Рис. 2. Краевой угол смачивания

Устойчивость покрытий к воздействию атмосферных факторов

Проведены ускоренные испытания акрил-уретановых покрытий в аппарате искусственной погоды согласно СТО 1-595-15-379–2006 в течение 1000 ч. Образцы материала подвергали циклическому воздействию облучения ультрафиолетом при температуре 60 °С и конденсации влаги (влажность $\geq 95\%$) при температуре 50 °С. Длительность одного цикла составила 4 ч. Результаты испытаний приведены в табл. 8.

Таблица 8

**Свойства лакокрасочных покрытий после испытаний
в климатической камере в течение 1000 ч**

Показатель	Значения показателей для полуфабриката	
	с добавкой ПМС-50	без добавки
Прочность при ударе, см	50	40
Адгезия, балл	0	0
Цветовое различие (ΔE)	0,6	0,6
Изменение блеска покрытия, %	1,5	1,4

На образцах отсутствовали внешние дефекты, показатели координат цвета и блеска незначительно изменились. Акрил-уретановые покрытия после испытаний сохранили адгезию к анодированному алюминию на высоком уровне. Следует отметить, что ЛКП с добавкой ПМС-50 сохранили прочность при ударе. Таким образом, после долгой эксплуатации в условиях, близких к естественным, материал имел высокие показатели внешнего вида и физико-механические характеристики.

Обсуждение и заключения

Методом радикальной сополимеризации в смеси растворителей получен раствор акрилового сополимера на основе (мет)акриловых эфиров и гидроксилсодержащего мономера, изучены его характеристики. С его использованием получены экспериментальные акрил-уретановые композиции. Установлено, что добавление полиметилсилоксанового масла марки ПМС-50 привело к уменьшению твердости готового ЛКП и улучшению внешнего вида эмали. Таким образом, представлена возможность получения перспективного ЛКМ и ЛКП на его основе с высокими эксплуатационными характеристиками с целью обеспечения технологического суверенитета страны [19].

Список источников

1. Сазанов Ю.Н. Полиуретаны // Научно-образовательный портал «Большая российская энциклопедия». 2023. URL: <https://bigenc.ru/c/poliuretany-5eb1c0> (дата обращения: 20.04.2026).
2. Липатов Ю.С., Керча Ю.Ю., Сергеева Л.М. Структура и свойства полиуретанов. Киев: Наукова думка, 1970. 279 с.
3. Кузнецова В.А., Марченко С.А., Емельянов В.В., Железняк В.Г. Исследование влияния молекулярной массы эпоксидных олигомеров и отвердителей на эксплуатационные свойства лакокрасочных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 71–79. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
4. Зонненшайн М.Ф. Полиуретаны. Состав, свойства, производство, применение / пер. с англ. СПб.: Профессия, 2018. 576 с.
5. Железняк В.Г., Сердцелюбова А.С., Меркулова Ю.И., Скивко П.В. Система лакокрасочных покрытий на основе полиуретановой эмали для защиты лобовых обогреваемых поверхностей изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 120–128. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-120-128.
6. Зарубина Л.П. Устройство полов. Материалы и технологии. СПб.: БХВ-Петербург, 2011. 320 с.
7. Восстановление покрытий оборудования: полиуретан и резина в промышленности // Самара: Волга Ньюс. 2026. URL: <https://pfo.volga.news/784445/article/vosstanovlenie-pokrytij-oborudovaniya-poliuretan-i-rezina-v-promyshlennosti.html> (дата обращения: 20.04.2026).
8. Политон®-УР // Made in Ural: портал внешнеэкономической деятельности Свердловской области. 2026. URL: <https://made-in-ural.ru> (дата обращения: 20.04.2026).
9. Epoxy vs Acrylic vs Polyurethane Topcoats // Simid a GracoRoberts company. 2026. URL: <https://www.silmid.com/knowledge-centre/aircraft-paints-coatings-content/epoxy-vs-acrylic-vs-polyurethane-topcoats/> (дата обращения: 20.04.2026).
10. Брок Т., Гротэклаус М., Мишке П. Европейское руководство по лакокрасочным материалам и покрытиям. М.: Пэйнт-Медиа, 2015. 548 с.
11. 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: 20.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-92-100.
12. Глоба А.И., Балаш А.Ю., Егорова А.Л., Крутько Э.Т. Синтез водных дисперсий функционализированных стирол-акриловых сополимеров и получение гибридных полиуретан-акриловых покрытий на их основе // Клеи. Герметики. Технологии. 2025. № 4. С. 31–42. DOI: 10.31044/1813-7008-2025-0-4-31-42.
13. Coating composition: pat. 201660818A JP; appl. 18.09.14; publ. 25.04.16.
14. Измалков Д.А., Ахмадиева К.Р., Боков В.В., Кожухаров М.С. Модификация акриловых сополимеров на водной основе для повышения эксплуатационных свойств лакокрасочных покрытий // Труды ВИАМ. 2025. № 9 (151). С. 122–134. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-122-134.
15. Xiaogen F., Yuzheng X., Si W. et al. Covalently immobilization of modified graphene oxide with waterborne hydroxyl acrylic resin for anticorrosive reinforcement of its coatings // Progress in Organic Coatings. 2022. No. 163. P. 106685. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2021.106685.
16. Malshe V.C., Nivedita S.S. Fluorinated acrylic copolymers. Part I: Study of clear coatings // Progress in Organic Coatings. 2005. No. 53. P. 207–211. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2005.03.003.
17. Jomin T., Vrijeshkumar S., Rajeev J. Synthesis and characterization of solvent free acrylic copolymer for polyurethane coatings // Progress in Organic Coatings. 2020. No. 145. P. 105677. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2020.105677.
18. 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: 20.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

19. 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.

References

1. Sazanov Yu.N. *Polyurethanes*. Available at: <https://bigenc.ru/c/poliuretany-5eb1c0> (accessed: April 20, 2026).
2. Lipatov Yu.S., Kercha Yu.Yu., Sergeeva L.M. *Structure and properties of polyurethanes*. Kyiv: Naukova Dumka, 1970, 279 p.
3. Kuznetsova V.A., Marchenko S.A., Emelyanov V.V., Zheleznyak V.G. Study of the influence of molecular mass of epoxy oligomers and hardeners on the operational properties of paint coatings. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 71–79. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
4. Sonnenschein M.F. *Polyurethanes. Composition, properties, production, application*. Trans. from Engl. St. Petersburg: Profession, 2018, 576 p.
5. Zheleznyak V.G., Serdcelyubova A.S., Merkulova Yu.I., Skivko P.V. Paint coating system based on polyurethane enamel for protecting heated frontal surfaces of aviation products. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 120–128. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-120-128.
6. Zarubina L.P. *Flooring Installation: Materials and Technologies*. St. Petersburg: BHV-Petersburg, 2011, 320 p.
7. *Restoration of Equipment Coatings: Polyurethane and Rubber in Industry*. Available at: <https://pfo.volga.news/784445/article/vosstanovlenie-pokrytij-oborudovaniya-poliuretan-i-rezina-v-promyshlennosti.html> (accessed: April 20, 2026).
8. *Politon®-UR*. Available at: <https://made-in-ural.ru> (accessed: April 20, 2026).
9. *Epoxy vs Acrylic vs Polyurethane Topcoats*. 2026. Available at: <https://www.silmid.com/knowledge-centre/aircraft-paints-coatings-content/epoxy-vs-acrylic-vs-polyurethane-topcoats/> (accessed: April 20, 2026).
10. Brock T., Groteklaes M., Mischke P. *European Coatings Handbook*. Moscow: Paint-Media, 2015, 548 p.
11. 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 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-92-100.
12. Globa A.I., Balash A.Yu., Egorova A.L., Krutko E.T. Synthesis of aqueous dispersions of functionalized styrene-acrylic copolymers and preparation of hybrid polyurethane-acrylic coatings based on them. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2025, no. 4, pp. 31–42. DOI: 10.31044/1813-7008-2025-0-4-31-42.
13. *Coating composition*: pat. 201660818A JP; appl. 18.09.14; publ. 25.04.16.
14. Izmalkov D.A., Akhmadieva K.R., Bokov V.V., Kozhukharov M.S. Modification of water-based acrylic copolymers to improve the performance properties of paint coatings. *Trudy VIAM*, 2025, no. 9 (151), pp. 122–134. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 20, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-122-134.
15. Xiaogen F., Yuzheng X., Si W. et al. Covalently immobilization of modified graphene oxide with waterborne hydroxyl acrylic resin for anticorrosive reinforcement of its coatings. *Progress in Organic Coatings*, 2022, no. 163, p. 106685. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2021.106685.
16. Malshe V.C., Nivedita S.S. Fluorinated acrylic copolymers. Part I: Study of clear coatings. *Progress in Organic Coatings*, 2005, no. 53, pp. 207–211. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2005.03.003.
17. Jomin T., Vrijeshkumar S., Rajeev J. Synthesis and characterization of solvent free acrylic copolymer for polyurethane coatings. *Progress in Organic Coatings*, 2020, no. 145, p. 105677. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2020.105677.

18. 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: April 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
19. 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.

Информация об авторах

Измалков Дмитрий Александрович, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зверевич Юлия Константиновна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Ахмдиева Ксения Расимовна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Dmitry A. Izmalkov, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yulia K. Zverevich, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Maksim S. Kozhukharov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Kseniya R. Akhmadieva, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 25.06.2026; получена после доработки 14.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.07.2026.
The article was submitted 25.06.2026; received in revised form 14.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 16.07.2026.

Обзорная статья

УДК 535.211:535.217

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-219-234

ОБЗОР ПРИМЕНЕНИЙ ШИРОКОПОЛОСНОГО ИМПУЛЬСНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ СВОЙСТВ ПОЛУПРОЗРАЧНЫХ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

И.А. Сорокин¹, И.В. Мекалина¹

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

Аннотация. Импульсная фотонная обработка (ИФО) – новый метод воздействия на свойства материалов, осуществляемый при помощи высокомоощных вспышек ксеноновых ламп. В научно-технической литературе представлено большое количество исследований по модификации свойств непрозрачных структур, а полупрозрачным тонкопленочным покрытиям уделено меньше внимания. В данной работе рассмотрены применения ИФО для отжига прозрачных проводящих оксидов, управления фазовым и примесным составом диоксида титана и ультрафиолетовой гидрофиллизации фотокатализаторов, а также выделены потенциальные направления будущих исследований.

Ключевые слова: импульсная фотонная обработка, импульсные ксеноновые лампы, широкополосное излучение, ультрафиолет, тонкопленочные покрытия, прозрачные проводящие оксиды, фотокатализаторы

Для цитирования: Сорокин И.А., Мекалина И.В. Обзор применений широкополосного импульсного излучения для модификации свойств полупрозрачных тонкопленочных покрытий // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 219–234. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-219-234.

Review article

A REVIEW ON BROADBAND PULSED LIGHT APPLICATIONS FOR PROPERTIES MODIFICATION OF SEMITRANSSPARENT THIN-FILM COATINGS

I.A. Sorokin¹, 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. Flash lamp annealing (FLA) is a new method for modifying material properties, using highly powered xenon lamp flashes. While the scientific and technical literature presents numerous studies on modifying properties of opaque structures, less attention has been paid to semitransparent thin-film coatings. This work reviews FLA applications for annealing of transparent conductive oxides, control of phase composition and doping of titanium dioxide and ultraviolet hydrophilization of photocatalysts. The areas of possible future research are also highlighted.

Keywords: flash lamp annealing, xenon flash lamps, broadband light, ultraviolet, thin-film coatings, transparent conductive oxides, photocatalysts

For citation: Sorokin I.A., Mekalina I.V. A review on broadband pulsed light applications for properties modification of semitransparent thin-film coatings. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 219–234. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-219-234.

Введение

Тонкопленочные покрытия традиционно используются в разнообразных отраслях промышленности: оптике [1], микроэлектронике [2], авиастроении [3], для повышения износостойкости изделий [4, 5] и др. В настоящее время существует ряд перспективных областей, для которых востребованы новые тонкопленочные материалы, а также методы повышения их эксплуатационных характеристик. Данные области включают, например, гибкую [6] и печатную электронику [7], фотовольтаику [8], полупроводниковые изделия [9] и т. д.

Часто после нанесения покрытия (или, например, наночернил) требуется его постобработка для улучшения эксплуатационных характеристик или придания новых свойств. Традиционными методами термической постобработки таких материалов являются отжиг в печи или быстрый термический отжиг при помощи инфракрасных ламп [10]. При необходимости фотохимического воздействия ультрафиолета (отверждение, фотокатализ и др.) обычно используются ртутные лампы низкого [11] или среднего [12] давления, ультрафиолетовые (УФ) светодиоды [13] или лампы Вуда [14].

Модификация широкополосным импульсным излучением или импульсная фотонная обработка (ИФО) – сравнительно новый метод постобработки материалов. Как правило, она осуществляется при помощи импульсных ксеноновых ламп, а продолжительность воздействия варьируется от десятков микросекунд до сотен миллисекунд. Характер модификации свойств материалов при этом может быть как термическим, так и фотохимическим. Данная технология не только позволяет достичь высокой энергоэффективности по сравнению с традиционными методами, упомянутыми ранее, но и открывает ряд новых возможностей, обусловленных неравновесностью импульсного воздействия [10]. Одно из таких применений – обработка широкого ассортимента тонкопленочных материалов и покрытий, в частности, на чувствительных полимерных подложках.

Известно большое количество исследований, направленных на модификацию разнообразных непрозрачных материалов при помощи ИФО: кристаллизация аморфного кремния [9], гиперлегирование германия [15] и кремния [16], спекание металлических наночернил [17], изготовление перовскитных солнечных элементов [18] и др. При этом гораздо меньшее внимание уделено полупрозрачным тонкопленочным покрытиям, имеющим большую значимость для промышленности и науки. Цель данной работы – выявление ряда существующих областей применения ИФО таких материалов и определение потенциальных направлений дальнейших исследований.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 15. «Наноструктурированные, аморфные материалы и покрытия» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19].

Импульсные ксеноновые лампы

Для проведения ИФО в основном используют импульсные ксеноновые лампы (ИКЛ), которые в общем случае представляют собой отпаянные колбы с выведенными электродами, заполненные спектрально чистым ксеноном, обеспечивающим максимальную эффективность преобразования электрической энергии в излучение в широком диапазоне длин волн, а также наибольшую долговечность. Начальное давление ксенона составляет 300–600 торр (обычно 400 торр) [20]. Следует отметить, что иногда импульсные лампы заполняют криптоном, однако такой вариант получил широкое распространение для накачки лазеров. Колбы выполняют из кварцевого стекла, состав

которого влияет на пропускание УФ-части спектра (наличие или отсутствие коротковолновой компоненты). Конструктивно ИКЛ делятся на два типа [20]:

– трубчатые – расширение плазмы ограничивается стенками колбы, форма лампы может быть прямая цилиндрическая, спиральная, U-образная, кольцевая, коаксиальная и др.;

– шаровые – для данного типа характерным является малый объем области разряда и стабилизация дуги электродами, а не стенкой; колбы необязательно имеют форму шара.

Для задач ИФО применение нашли трубчатые ИКЛ [10]. Схематичный вид цилиндрического варианта исполнения представлен на рис. 1.

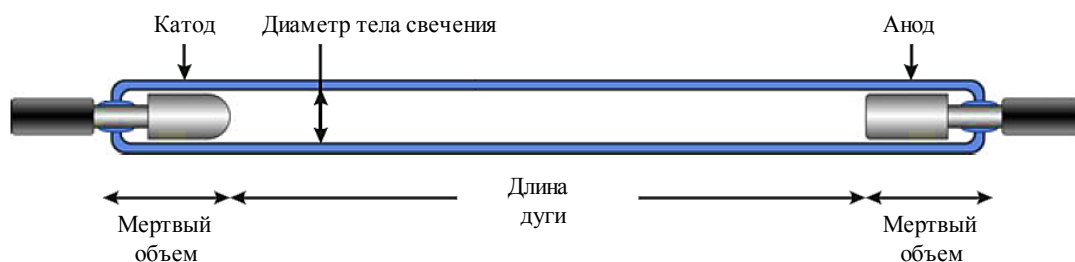


Рис. 1. Характерный вид трубчатой импульсной ксеноновой лампы [10]

В ИКЛ реализуется сильнотоочный импульсный дуговой разряд, позволяющий получать высокоинтенсивные вспышки излучения со сплошным спектром в диапазоне длин волн от 200 до 1100 нм, близким к абсолютно черному телу, с наложенными на него линиями. Характерный вид спектра излучения ИКЛ приведен на рис. 2.

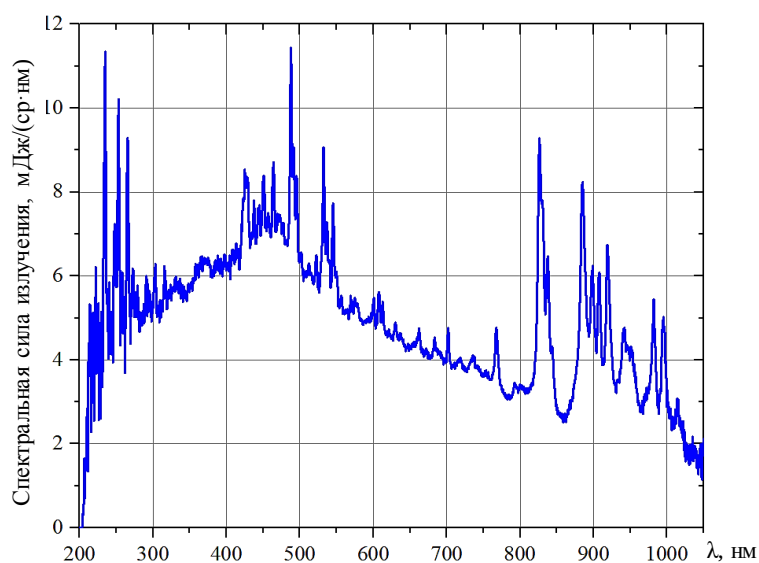


Рис. 2. Характерный спектр импульсной ксеноновой лампы

Следует отметить, что в действительности внешний вид спектра может значительно меняться в зависимости от фактора нагрузки – комбинации энергии, запасаемой в питающей конденсаторной батарее; характерной продолжительности импульса и параметров геометрии лампы. Это дает возможность оптимизировать форму спектра под конкретную задачу, что, в частности, может выражаться во вкладе УФ-компоненты в состав импульса. Характерный коэффициент полезного действия преобразования электрической энергии в излучение во всем диапазоне для ИКЛ составляет порядка 50–60 % [20].

Особенности модификации широкополосным импульсным излучением

Фотохимическое действие ИФО обусловлено протеканием реакций под действием излучения, создаваемого ИКЛ (главным образом УФ-части спектра), а также его комбинации с нагревом. Термическое воздействие ИФО имеет ряд особенностей, выделяющих ее на фоне других методов тепловой постобработки, в связи с чем рассмотрим данный механизм подробнее.

Исторически возникла необходимость в ускорении и повышении энергоэффективности термической обработки материалов (особенно в электронной промышленности) по сравнению с традиционным отжигом в печи [21]. Это привело к возникновению трех технологий, в которых используется излучение, – быстрый термический отжиг, импульсный фотонный отжиг и лазерный отжиг. Их схематичное изображение, а также характер влияния на распределение температуры по толщине обрабатываемого изделия представлены на рис. 3.

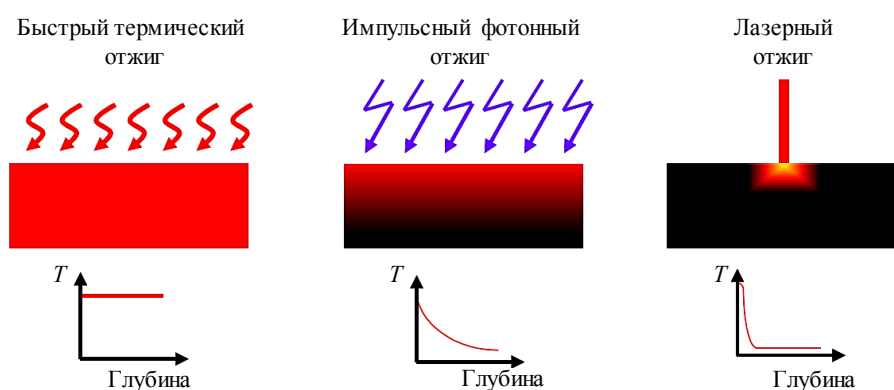


Рис. 3. Схемы термической обработки при помощи излучения [21]

Для каждой из этих технологий характерны свои особенности, определяющие границы их применимости. Их краткое сравнение представлено в таблице.

Характеристика технологий отжига излучением [10]

Параметр	Значения параметров для отжига		
	быстрого термического	импульсного фотонного	лазерного
Продолжительность процесса	1–100 с	10 мкс–100 мс	1–1000 нс
Температура задней стенки	$T_{BS} \approx T_{FS}$	$T_{BS} < T_{FS}$	$T_{BS} \ll T_{FS}$
Скорость нагрева, К/с	$10\text{--}10^3$	$10^4\text{--}10^7$	$>10^8$
Источник излучения	Инфракрасная лампа	Импульсная ксеноновая лампа	Импульсный лазер
Спектр излучения	Сплошной с максимумом в инфракрасной области	Сплошной с максимумом в синей или ультрафиолетовой области	Дискретные линии
Совместимость с рулонным процессом	Средняя (низкая скорость нагрева)	Высокая (большое поле облучения и высокая скорость нагрева)	Низкая (необходима организация сканирования)
Примечание. T_{BS} и T_{FS} обозначают температуры задней и передней стенок соответственно.			

Таким образом, ИФО оказывает неравновесное тепловое воздействие, при котором интенсивному нагреву подвергается лишь тонкий поверхностный слой, поглощающий излучение. При этом подложка, на которую он нанесен, остается сравнительно холодной. Особенно актуальным данное обстоятельство оказывается для деталей гибкой и печатной электроники, гибких сенсоров и других областей, в которых используются полимерные подложки, чувствительные к перегреву. Кроме того, ИФО обеспечивает высокую скорость нагрева и энергетическую эффективность [22], а также простую совместимость с рулонными и конвейерными процессами. Данные преимущества обуславливают высокий потенциал технологии для промышленного применения.

Отжиг прозрачных проводящих оксидов

Тонкие пленки прозрачных проводящих оксидов вызывают значительный интерес в связи с их высоким пропусканием видимого излучения, сочетаемого со сравнительно низким электрическим сопротивлением. К данным материалам часто относят: оксид олова (SnO_2); оксид индия, легированный оловом (ITO); оксид цинка, легированный алюминием (AZO); оксид олова, легированный фтором (FTO), и др. Наибольшее распространение получил ITO, а AZO в настоящее время рассматривается как его более дешевый и экологичный аналог. Прозрачные проводящие оксиды широко используются в качестве прозрачных электродов и нагревателей, в производстве солнечных панелей, плоскопанельных дисплеев и электрохромных устройств.

Магнетронное распыление позволяет наносить покрытия высокого качества с контролируемыми параметрами [23], в том числе традиционно используется для получения тонких пленок прозрачных проводящих оксидов [24]. Однако в данном случае они оказываются преимущественно аморфными, что, во-первых, ограничивает подвижность носителей из-за дефектной структуры, а, во-вторых, в случае легированных материалов приводит к неактивности примесных доноров (следовательно, ограничивает концентрацию носителей) [25]. Оба этих обстоятельства сказываются на предельно достижимой проводимости, кроме того, лимитируется и оптическая прозрачность. В связи с этим при нанесении покрытий необходим нагрев подложек или термическая постобработка. Импульсная фотонная обработка позволяет проводить такую постобработку для покрытий, полученных при комнатной температуре на чувствительных (например, полимерных) подложках или же увеличить энергоэффективность процессов в других случаях.

В работе [26] показана принципиальная возможность осуществления импульсной фотонной обработки ITO, нанесенного магнетронным распылением на стеклянные подложки. При этом за характерную продолжительность импульса 400 мкс удалось достичь свойств на уровне стандартного отжига в печи при температуре 250 °C в течение 1 ч. Тот же коллектив в работе [27] осуществил ИФО пленок, нанесенных на полиимид. При этом реализована схема электропитания, позволившая поддерживать напряжение разряда в ИКЛ практически постоянным. Исследовано влияние продолжительности импульса (суммарной плотности энергии) на результаты ИФО. На рис. 4 показано монотонное уменьшение сопротивления ITO вплоть до определенного значения длительности импульса, а также сопутствующие концентрация и подвижность носителей заряда.

Видно, что с порогового значения длительности импульса происходит резкое снижение подвижности носителей. Авторы работы [27] объясняют это следующим образом: избыточный нагрев приводит к образованию микротрещин, являющихся следствием различия температурных коэффициентов линейного расширения ITO и полимерной подложки. Данный вывод подтверждается при помощи сканирующей электронной микроскопии – характерный вид трещин представлен на рис. 5. Следует отметить, что аналогичные дефекты обнаружены и при превышении температуры при отжиге в печи.

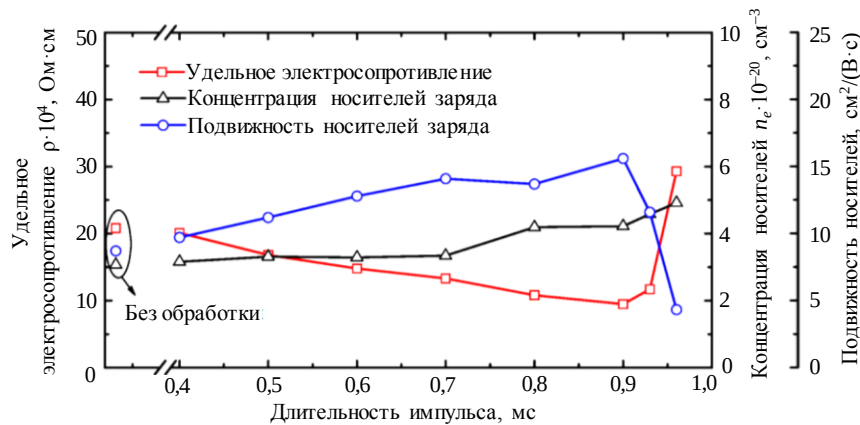


Рис. 4. Зависимость электрических параметров ИТО от длительности импульса при импульсной фотонной обработке [27]

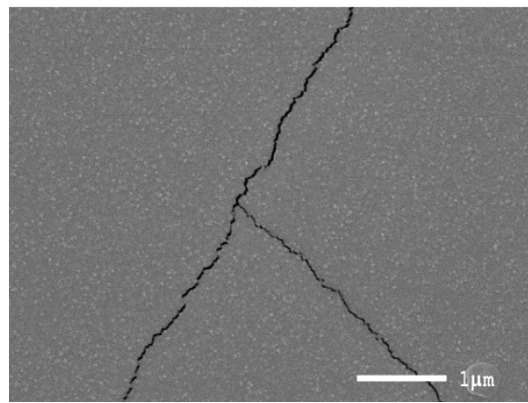


Рис. 5. Характерный вид микротрещин в ИТО при избыточном энерговкладе [27]

Описанные работы главным образом сконцентрированы на параметрах ИФО, однако влияние изначальных условий нанесения не рассматривается. Кроме того, в работе [27] подложка не являлась чисто полимерной – полиимид предварительно наносился на стекло. В работах [26, 27] представлены модели расчета профилей температуры в процессе отжига. Однако подробно они не описываются и не учитывают возможные временные изменения оптических характеристик покрытия. В других немногочисленных работах по ИФО [28–30] также получают ИТО на стеклянных подложках и абстрагируются от условий их нанесения.

В исследовании [31] авторы проводят нанесение пленок ИТО при помощи магнетронного распыления как в ходе реактивного процесса с металлической мишенью, так и из керамической мишени на стеклянные подложки. Особое внимание уделяется влиянию потока кислорода при нанесении на предварительные свойства покрытия и на его характеристики после отжига (в печи или ИФО). На рис. 6 представлены полученные авторами зависимости для пропускания на длине волны $\lambda = 550$ нм и удельного сопротивления пленок ИТО сразу после нанесения, а также после термической обработки в случае керамической мишени.

Видно, что ИФО позволяет достичь даже более высокого уровня характеристик при правильном подборе параметров, чем отжиг в печи. При этом в последнем случае максимум пропускания и минимум сопротивления получены при различных потоках кислорода, в связи с чем необходим баланс, чего не наблюдается при ИФО. Данные зависимости также показали, что наиболее существенное улучшение характеристик

наблюдается при малых потоках кислорода. Кроме того, отмечено, что доля кислорода, при которой достигаются предельные свойства ($\sim 0,05$), смещена левее от ее оптимального значения без постобработки ($>0,075$). С точки зрения сопротивления для объяснения данного явления авторы приводят результаты измерений концентрации носителей и их подвижности, представленные на рис. 7.

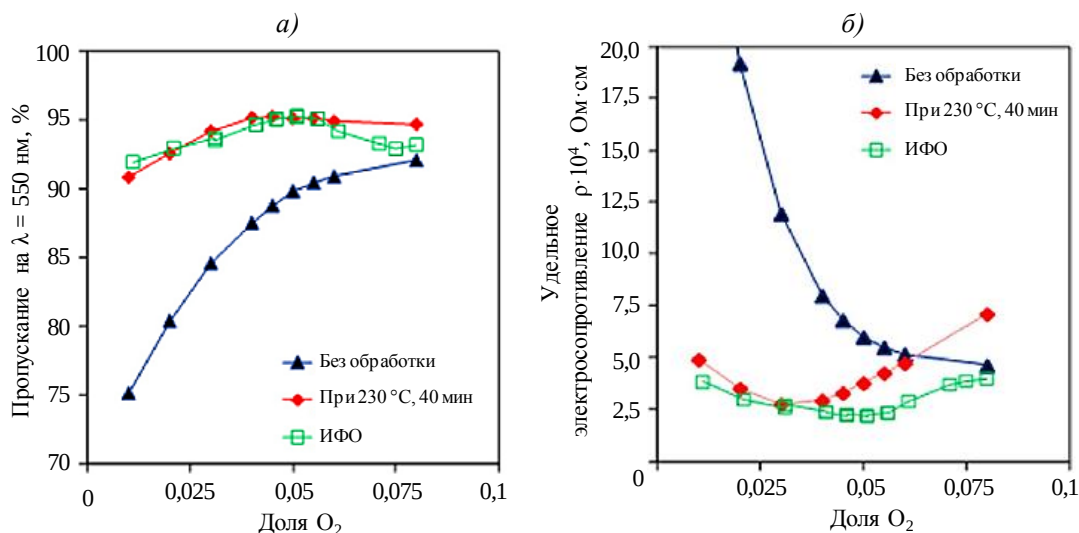


Рис. 6. Свойства пленок ИТО в зависимости от потока кислорода при различных условиях постобработки [31]

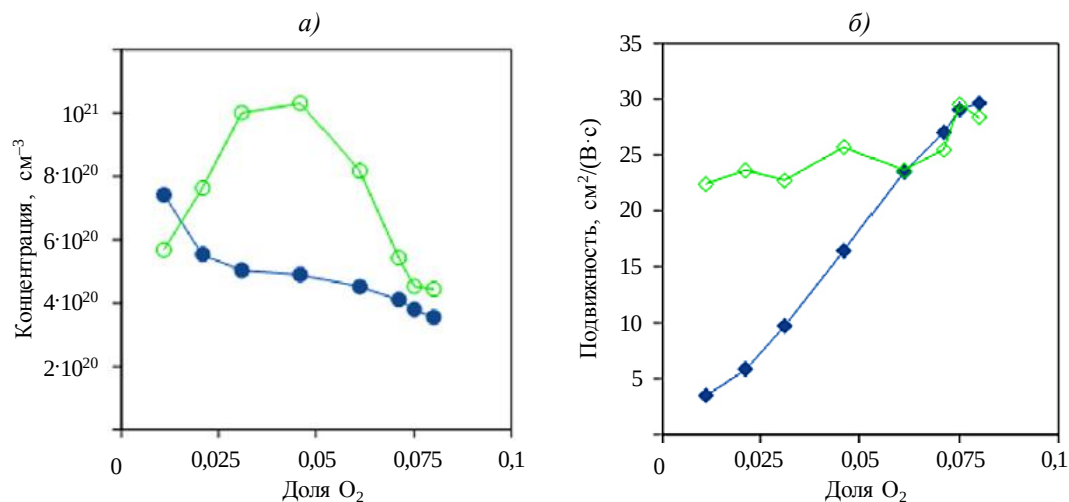


Рис. 7. Концентрация (а) и подвижность (б) носителей без обработки (●, ◆) и после ИФО (○, ◇) для пленок ИТО [31]

Видно, что вблизи оптимального значения доли кислорода ($\sim 0,05$) наблюдается значительное возрастание концентрации носителей, которое авторы объясняют упомянутой ранее активацией примесей Sn⁴⁺ в результате кристаллизации пленки. При малых потоках кислорода возрастание оказывается незначительным или даже отрицательным. Это объясняется избыточным количеством кислородных вакансий, снижающих эффективность активации даже после кристаллизации. Снижение концентрации при высоких потоках кислорода авторы связывают как с дальнейшей оксидацией вакансий, так и с образованием комплексов междоузельного кислорода и замещающего олова [24].

Подвижность же носителей значительно возростала при долях кислорода вплоть до оптимальной, после которой ИФО практически не оказывала влияния. Авторы указывают, что высокое значение подвижности, наблюдаемое в аморфной пленке при больших значениях потока кислорода, может быть связано с прямым перекрытием *s*-орбиталей соседних атомов металлов, на которое, как считается, не влияет структура покрытия [31]. Возможно, что формирование комплексов Sn–O повлияло на возникновение такого механизма проводимости. Следует отметить, что в данном исследовании не раскрываются режимы ИФО, за исключением характерной продолжительности импульса, составлявшей 1 мс.

Аналогичные работы, сфокусированные на параметрах ИФО, проведены в отношении AZO, нанесенного на стекло [32, 33], а также на полиэтилентерефталат [34].

Таким образом, в научно-технической литературе наблюдается недостаток комплексных исследований по изучению совместного влияния условий нанесения и режимов ИФО на конечные характеристики прозрачного проводящего оксида. Кроме того, среди рассмотренных работ только в статье [34] проведена обработка пленки на гибкой полимерной подложке. Не представлены также подробно описанные расчетные модели процесса нагрева полупрозрачного покрытия, полностью учитывающие спектральные и временные характеристики задачи.

Управление фазовым и примесным составом диоксида титана

Фотокатализаторы широко используются для производства самоочищающихся поверхностей, очистки воды и воздуха, при производстве водорода, в солнечной энергетике и т. д. [35]. Наиболее распространенным веществом данного класса является диоксид титана (TiO_2), финальными электрическими и оптическими свойствами которого можно управлять посредством изменения фазового состава или легирования. Диоксид титана имеет три стандартные фазы, характеризующиеся разной шириной запрещенной зоны и равновесными температурами образования [10, 35]:

- анатаз – ширина запрещенной зоны 3,2 эВ, стабилен до 400–500 °С;
- рутил – ширина запрещенной зоны 3,0 эВ, необратимый переход к нему с образованием смешанной фазы начинается при температуре >450 °С, а преобладает он после 700 °С;
- бурсит – ширина запрещенной зоны 3,3 эВ, наименее распространен.

При температуре <300 °С диоксид TiO_2 обычно оказывается аморфным [11]. Однако следует отметить, что на указанные температурные промежутки могут влиять различные факторы, в частности и условия нанесения.

Несмотря на то что рутил имеет более узкую ширину запрещенной зоны (что позволяет поглощать более широкий спектр излучения), анатаз демонстрирует более высокую фотокаталитическую активность. Это связано с увеличенным временем жизни образующихся под воздействием излучения носителей заряда, что обусловлено прямыми межзонными переходами [35].

Таким образом, для максимальной фотокаталитической активности необходимо одновременно стабилизировать фазу анатаза, а также сузить запрещенную зону. Вторая цель часто достигается путем легирования – например, азотом или хромом.

В исследовании [35] показано, что ИФО позволяет не только кристаллизовать тонкую пленку диоксида титана, полученную при комнатной температуре с помощью магнетронного распыления, но и стабилизировать анатаз вплоть до температуры 1200 °С на поверхности пленки (по результатам расчета). Это в свою очередь позволило получить более крупные кристаллы и уменьшить концентрацию дефектов, что, по мнению авторов, указывает на рост фотокаталитической активности. Обработку

производили в среде кислорода с характерной продолжительностью импульса, равной 20 мс, и плотностью энергии, варьируемой в диапазоне 60–110 Дж/см².

Ранее широко исследовалось легирование диоксида титана азотом, однако в данном случае возникают проблемы, связанные с ограниченностью его растворимости. В частности, анионы азота склонны занимать междоузельные положения, в результате чего образуются центры рекомбинации носителей. В связи с этим в настоящее время актуальны исследования по легированию диоксида титана катионами металлов – например, хрома или же совместным Cr–N-легированием [36]. Хром, напротив, имеет высокую растворимость в TiO₂, однако вносит значительные искажения в кристаллическую решетку матрицы, которые можно исправить в результате термической постобработки. В связи с этим главные задачи – стабилизация анатаза, а также подавление диффузии Cr. В работе [37] исследователям при помощи ИФО с длительностью 20 мс и плотностью энергии до 65 Дж/см² удалось достичь этих целей и улучшить кристалличность анатаза для концентраций хрома вплоть до 6 %.

Таким образом, ИФО позволяет управлять фазовым составом тонких пленок диоксида титана и улучшать качество легирования. Это в свою очередь позволяет усилить фотокаталитические свойства данного материала с высокой энергетической эффективностью и скоростью, присущей ИФО.

Ультрафиолетовая гидрофиллизация

Гидрофильные покрытия нашли применение для самоочищающихся и антизапотевающих поверхностей – например, для увеличения эффективности и продолжительности работы без обслуживания различных уличных сенсоров и солнечных панелей. В качестве таких покрытий рассматриваются в том числе оксиды переходных металлов.

Исследования показывают, что упомянутые ранее аморфные тонкие пленки TiO₂ демонстрируют слабые гидрофильные свойства – их краевой угол смачивания (КУС) водой составляет ~70 градусов, однако отжиг с получением анатаза приводит к его снижению вплоть до ~40 градусов [38]. Установлено также, что облучение таких пленок УФ-излучением позволяет не только очистить их поверхность, но и усилить гидрофильность вследствие фотокатализа. В работе [14] облучение ультратонких (15 нм) пленок диоксида титана, полученных магнетронным распылением, проводилось при помощи УФА-лампы Вуда с плотностью мощности 1,2 мВт/см² и центральной длиной волны 365 нм (энергия фотона составляет 3,4 эВ). Исследованию подвергались покрытия, нанесенные при различных температурах (рис. 8).

Видно, что общая тенденция состоит в том, что рост температуры нанесения уменьшает как начальное значение КУС, так и его минимальное значение после УФА-облучения. Авторы связывают это с образованием более фотокаталитически активной фазы анатаза, что согласуется с изложенной ранее информацией.

Механизм УФ-гидрофиллизации состоит в следующем: поглощение высокоэнергетичного фотона приводит к образованию электронно-дырочных пар, которые затем участвуют в окислительно-восстановительных реакциях с адсорбированными веществами, в результате чего образуются высокоактивные радикалы. Эти радикалы затем запускают цепочку реакций, приводящую к полному разрушению органических загрязнений. Помимо этого, образуемые электроны восстанавливают катионы Ti⁴⁺ до Ti³⁺, а дырки окисляют анионы кислорода вблизи поверхности, в результате чего образуются кислородные вакансии. Считается, что данные дефекты могут взаимодействовать с водой в атмосфере, образуя ОН-группы, что приводит к росту гидрофильности поверхности вплоть до достижения КУС, близкого к 0 градусов (супергидрофильность) [14]. Описанный механизм схематично показан на рис. 9.

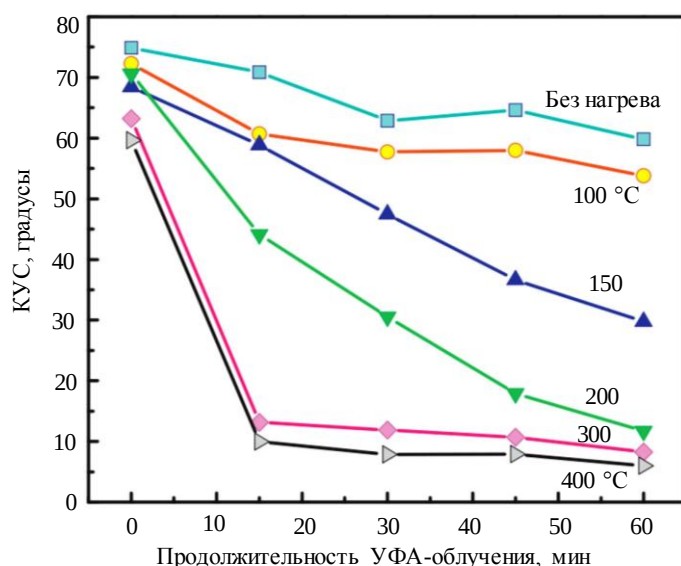


Рис. 8. Краевой угол смачивания (КУС) тонких пленок TiO_2 в зависимости от времени УФ-облучения при различных температурах нанесения [14]

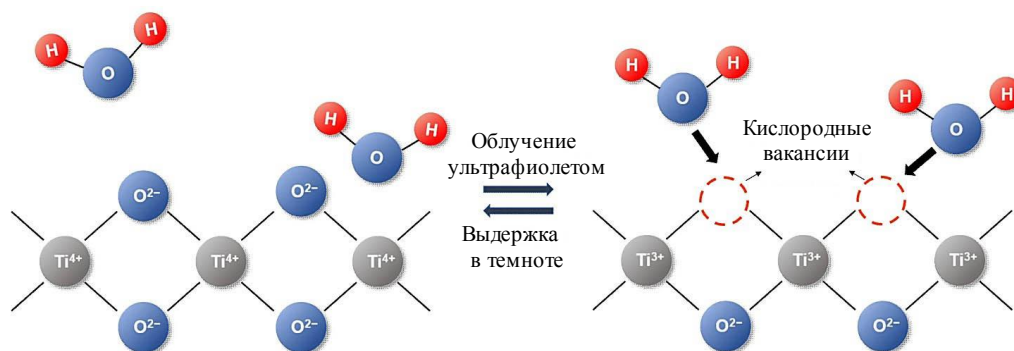


Рис. 9. Структура поверхности TiO_2 до и после УФ-облучения [11]

При этом отмечается, что данный эффект является обратимым при длительной выдержке в темноте, а продолжительность обратного перехода существенно зависит от окружающих условий, но обычно составляет несколько дней [39]. Следует отметить, что исследователи получали схожие результаты и при облучении УФС-излучением при помощи ртутных ламп низкого давления [11, 40].

Схожие исследования проведены для другого известного фотокатализатора — оксида цинка (ZnO). В работах [40] и [41] удалось достичь КУС порядка 5 градусов при облучении УФС- и УФА-лампами соответственно. Однако в первом случае покрытие было изготовлено спрей-пиролизом и изначально демонстрировало гидрофобные свойства, а во втором — при помощи золь-гель процесса и являлось гидрофильным.

В настоящее время в открытой научно-технической литературе авторами данной статьи не найдены исследования по УФ-гидрофиллизации фотокатализаторов при помощи ИФО. Более того, в случае диоксида титана не исключено, что при правильном подборе спектра ИКЛ удастся совместить процессы перевода структуры в форму анатаза и гидрофиллизации, что позволит значительно ускорить описанные операции.

Заключения

При проведении обзора рассмотрены основные особенности и применения широкополосного импульсного излучения для осуществления модификации полупрозрачных тонкопленочных покрытий. Отмечены также возможные направления дальнейших исследований в данной области.

Импульсная фотонная обработка осуществляется при помощи ксеноновых ламп, формирующих высокомошные вспышки излучения со спектром в диапазоне длин волн от 200 до 1100 нм. Данный метод постобработки позволяет оказывать как фотохимическое, так и неравновесное термическое воздействие в миллисекундном масштабе. Это позволяет достигать особых свойств материалов, а также проводить обработку на чувствительных подложках – например, полимерных.

Импульсная фотонная обработка может быть использована для отжига прозрачных проводящих оксидов, таких как ИТО и AZO, полученных нанесением при комнатной температуре, за счет их кристаллизации. В известной научно-технической литературе наблюдается недостаток комплексных исследований совместного влияния как условий нанесения, так и параметров ИФО на конечные свойства пленок, а также подробно описанных расчетных моделей. Кроме того, почти отсутствуют работы, проведенные с гибкими полимерными подложками.

Управление фазовым и примесным составом диоксида титана – также одно из актуальных применений широкополосного излучения. За счет своего быстрого действия ИФО позволяет не допустить необратимого перехода от анатаза к рутилу в процессе отжига. Кроме того, оказывается возможным улучшить качество легирования TiO_2 . Все это позволяет повысить его фотокаталитическую активность.

Ультрафиолетовое излучение супергидрофилизует поверхность фотокатализаторов – например, диоксида титана и оксида цинка. В существующих научно-технических работах облучение проводится при помощи ртутных ламп и ламп Вуда, а ИФО не используется. Применение импульсного излучения не только ускорит накопление необходимой УФ-дозы, но и гипотетически может позволить объединить процессы перевода диоксида титана в фазу анатаза и его гидрофилизации.

Список источников

1. Raut H.K., Ganesh V.A., Nair A.S., Ramakrishna S. Anti-reflective coatings: A critical, in-depth review // *Energy & Environmental Science*. 2011. Vol. 4. No. 10. P. 3779–3804. DOI: 10.1039/c1ee01297e.
2. Schmitz J. Low temperature thin films for next-generation microelectronics // *Surface and coatings technology*. 2018. Vol. 343. P. 83–88. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.11.013.
3. Тюньков А.В., Андронов А.А., Золотухин Д.Б. и др. Методы формирования теплозащитных покрытий лопаток турбин (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). С. 140–168. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-140-168.
4. Будиновский С.А., Ляпин А.А., Горлов Д.С., Бенклян А.С., Татарников С.В. Нанесение многослойного антифреттингового покрытия на крупногабаритные изделия // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). С. 98–107. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-98-107.
5. Будиновский С.А., Горлов Д.С., Бенклян А.С. Нанесение защитных ионно-плазменных покрытий на крупногабаритные детали на установках типа МАП // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). С. 101–110. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-101-110.

6. Liu H., Wang L., Lin G., Feng Y. Recent progress in the fabrication of flexible materials for wearable sensors // *Biomaterials Science*. 2022. Vol. 10. No. 3. P. 614–632. DOI: 10.1039/D1BM01136G.
7. Kamysnyy A., Magdassi S. Conductive nanomaterials for printed electronics // *Small: Wiley Journal*. 2014. Vol. 10. No. 17. P. 3515–3535. DOI: 10.1002/smll.201303000.
8. Green M.A., Ho-Baillie A., Snaith H.J. The emergence of perovskite solar cells // *Nature photonics*. 2014. Vol. 8. No. 7. P. 506–514. DOI: 10.1038/nphoton.2014.134.
9. Henke T., Bartha J.W., Rebohle L. et al. Formation of regularly arranged large grain silicon islands by using embedded micro mirrors in the flash crystallization of amorphous silicon // *Journal of Applied Physics*. 2014. Vol. 115. No. 3. DOI: 10.1063/1.4861398.
10. Rebohle L., Prucnal S., Reichel D. Flash Lamp Annealing. From Basics to Applications. Cham: Springer Nature Switzerland, 2019. 288 p. DOI: 10.1007/978-3-030-23299-3.
11. Park S., Yoon Y., Lee S. et al. Thermoinduced and photoinduced sustainable hydrophilic surface of sputtered-TiO₂ thin film // *Coatings*. 2021. Vol. 11. No. 11. P. 1360. DOI: 10.3390/coatings11111360.
12. Sanai Y., Kagami S., Kubota K. Cross-linking photopolymerization of monoacrylate initiated by benzophenone // *Journal of Polymer Science Part A: Polymer Chemistry*. 2018. Vol. 56. No. 14. P. 1545–1553. DOI: 10.1002/pola.29038.
13. Li M., Wang Z., Jin Y. et al. Highly efficient visible-blind ultraviolet photodetector based on scapably produced titanium dioxide nanowire arrays // *Nano Letters*. 2023. Vol. 23. No. 13. P. 6059–6066. DOI: 10.1021/acs.nanolett.3c01383.
14. Horprathum M., Eiamchai P., Limnonthakul P. et al. Structural, optical and hydrophilic properties of nanocrystalline TiO₂ ultra-thin films prepared by pulsed dc reactive magnetron sputtering // *Journal of alloys and compounds*. 2011. Vol. 509. No. 13. P. 4520–4524. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.01.038.
15. Heera V., Mücklich A., Posselt M. et al. Heavily Ga-doped germanium layers produced by ion implantation and flash lamp annealing: Structure and electrical activation // *Journal of Applied Physics*. 2010. Vol. 107. No. 5. DOI: 10.1063/1.3309835.
16. Skorupa W., Yankov R.A., Anwand W. et al. Ultra-shallow junctions produced by plasma doping and flash lamp annealing // *Materials Science and Engineering: B*. 2004. Vol. 114. P. 358–361. DOI: 10.1016/j.mseb.2004.07.063.
17. Kim H.S., Dhage S.R., Shim D.E., Hahn H.T. Intense pulsed light sintering of copper nanoink for printed electronics // *Applied Physics A*. 2009. Vol. 97. P. 791–798. DOI: 10.1007/s00339-009-5360-6.
18. Lavery B.W., Kumari S., Konermann H. et al. Intense pulsed light sintering of CH₃NH₃PbI₃ solar cells // *ACS applied materials & interfaces*. 2016. Vol. 8. No. 13. P. 8419–8426. DOI: 10.1021/acsami.5b10166.
19. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГИЦ 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.
20. Камруков А.С., Кулебякина А.И. Импульсные ксеноновые лампы. Техника, эксперимент, расчет: учеб. пособие. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. 85 с.
21. Skorupa W., Schumann T., Rebohle L. Millisecond thermal processing using flash lamps for the advancement of thin layers and functional coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2017. Vol. 314. P. 169–176. DOI: 10.14332/svc16.proc.0064.
22. Zhestkij N.A., Povarov S.A., Volodin L. et al. One-step flashlight processing of MOF thin films for non-linear light absorption // *Materials Chemistry Frontiers*. 2025. Vol. 9. No. 9. P. 1355–1363. DOI: 10.1039/D5QM00166H.
23. Будиновский С.А., Доронин О.Н., Косьмин А.А., Бенклян А.С. Влияние состояния мишени системы Zr–Y–PЗМ на скорость ее распыления при нанесении керамического слоя ТЗП с помощью установки УОКС-3 // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). С. 85–92. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-85-92.

24. Facchetti A., Marks T. Transparent electronics: from synthesis to applications. N.-Y.: John Wiley & Sons, 2010. 452 p. DOI: 10.1002/9780470710609.
25. Guillén C., Herrero J. Structure, optical, and electrical properties of indium tin oxide thin films prepared by sputtering at room temperature and annealed in air or nitrogen // *Journal of Applied Physics*. 2007. Vol. 101. No. 7. DOI: 10.1063/1.2715539.
26. Kim Y., Park S., Kim S. et al. Xe-arc flash annealing of indium tin oxide thin-films prepared on glass backplanes // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2015. Vol. 91. P. 543–551. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.07.132.
27. Kim Y., Park S., Kim S. et al. Flash lamp annealing of indium tin oxide thin-films deposited on polyimide backplanes // *Thin Solid Films*. 2017. Vol. 628. P. 88–95. DOI: 10.1016/j.tsf.2017.03.016.
28. Weller S., Junghänel M. Flash Lamp Annealing of ITO thin films on ultra-thin glass // *Vakuum in Forschung und Praxis*. 2015. Vol. 27. No. 4. DOI: 10.1002/vipr.201500586.
29. Neitzke E., Fan Q.H. Study of flashlamp annealing to promote crystallization of indium tin oxide thin films // *Journal of Applied Physics*. 2023. Vol. 134. No. 23. DOI: 10.1063/5.0177627.
30. Plumley J.B., Cook A.W., Larsen C.A. et al. Crystallization of electrically conductive visibly transparent ITO thin films by wavelength-range-specific pulsed Xe arc lamp annealing // *Journal of Materials Science*. 2018. Vol. 53. No. 18. P. 12949–12960. DOI: 10.1007/s10853-018-2534-7.
31. David C., Tinkham B.P., Prunici P., Panckow A. Highly conductive and transparent ITO films deposited at low temperatures by pulsed DC magnetron sputtering from ceramic and metallic rotary targets // *Surface and Coatings Technology*. 2017. Vol. 314. P. 113–117. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.09.022.
32. Panckow A.N., David C., Weber J. Flash Lamp Annealing (FLA) of Magnetron Sputtered Low-Temperature TCO Coatings: Post-growth treatment enhances highly conductive and transparent thin films // *Vakuum in Forschung und Praxis*. 2017. Vol. 29. No. 4. P. 21–25. DOI: 10.1002/vipr.201700652.
33. Gebel T., Neubert M., Endler R. et al. Millisecond-annealing using flash lamps for improved performance of AZO layers // *MRS Online Proceedings Library (OPL)*. 2011. Vol. 1287. Art. 1010. DOI: 10.1557/opl.2011.1438.
34. Lee J., Jo C.H., Lee G. et al. Advancing Al-doped ZnO thin films structural, optical and electrical properties of low temperature PET substrates via flash lamp annealing // *Journal of Semiconductors*. 2024. Vol. 45. No. 12. P. 122101. DOI: 10.1088/1674-4926/24070005.
35. Prucnal S., Gago R., Calatayud D.G. et al. TiO₂ Phase Engineering by Millisecond Range Annealing for Highly Efficient Photocatalysis // *The Journal of Physical Chemistry C*. 2023. Vol. 127. No. 26. P. 12686–12694. DOI: 10.1021/acs.jpcc.3c01165.
36. Gago R., Prucnal S., Hübner R. et al. Phase selectivity in Cr and N co-doped TiO₂ films by modulated sputter growth and post-deposition flash-lamp-annealing // *Coatings*. 2019. Vol. 9. No. 7. P. 448.
37. Gago R., Prucnal S., Hubner R. et al. Structural impact of chromium incorporation in as-grown and flash-lamp-annealed sputter deposited titanium oxide films // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 729. P. 438–445. DOI: 10.3390/coatings9070448.
38. Ye Q., Liu P.Y., Tang Z.F., Zhai L. Hydrophilic properties of nano-TiO₂ thin films deposited by RF magnetron sputtering // *Vacuum*. 2007. Vol. 81. No. 5. P. 627–631. DOI: 10.1016/j.vacuum.2006.09.001.
39. Hashimoto K., Irie H., Fujishima A. TiO₂ photocatalysis: a historical overview and future prospects // *Japanese journal of applied physics*. 2005. Vol. 44. No. 12R. P. 8269. DOI: 10.1143/jjap.44.8269.
40. Sun R.D., Nakajima A., Fujishima A., Watanabe T., Hashimoto K. Photoinduced surface wettability conversion of ZnO and TiO₂ thin films // *The Journal of Physical Chemistry B*. 2001. Vol. 105. No. 10. P. 1984–1990. DOI: 10.1021/jp002525j.
41. Numpud P., Charinpanitkul T., Tanthapanichakoon W. Photoinduced hydrophilic property of zinc oxide thin films prepared by sol-gel dip coating method // *Journal of the Ceramic Society of Japan*. 2008. Vol. 116. No. 1351. P. 414–417. DOI: 10.2109/jcersj2.116.414.

References

1. Raut H.K., Ganesh V.A., Nair A.S., Ramakrishna S. Anti-reflective coatings: A critical, in-depth review. *Energy & Environmental Science*, 2011, vol. 4, no. 10, pp. 3779–3804. DOI: 10.1039/c1ee01297e.
2. Schmitz J. Low temperature thin films for next-generation microelectronics. *Surface and coatings technology*, 2018, vol. 343, pp. 83–88. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.11.013.
3. Tyunkov A.V., Andronov A.A., Zolotukhin D.B. et al. Methods of forming heat-protective coatings of turbine blades (review). *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 140–168. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-140-168.
4. Budinovskiy S.A., Lyapin A.A., Gorlov D.S., Benklyan A.S., Tatarnikov S.V. Multilayer antifretting coating on large-sized manufactures. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 98–107. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-98-107.
5. Budinovskiy S.A., Gorlov D.S., Benklyan A.S. Deposition of protective ion-plasma coatings on largescale parts on MAP type installations. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 101–110. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-101-110.
6. Liu H., Wang L., Lin G., Feng Y. Recent progress in the fabrication of flexible materials for wearable sensors. *Biomaterials Science*, 2022, vol. 10, no. 3, pp. 614–632. DOI: 10.1039/D1BM01136G.
7. Kamyshny A., Magdassi S. Conductive nanomaterials for printed electronics. *Small: Wiley Journal*, 2014, vol. 10, no. 17, pp. 3515–3535. DOI: 10.1002/sml.201303000.
8. Green M.A., Ho-Baillie A., Snaith H.J. The emergence of perovskite solar cells. *Nature photonics*, 2014, vol. 8, no. 7, pp. 506–514. DOI: 10.1038/nphoton.2014.134.
9. Henke T., Barthä J.W., Rebohle L. et al. Formation of regularly arranged large grain silicon islands by using embedded micro mirrors in the flash crystallization of amorphous silicon. *Journal of Applied Physics*, 2014, vol. 115, no. 3. DOI: 10.1063/1.4861398.
10. Rebohle L., Prucnal S., Reichel D. *Flash Lamp Annealing. From Basics to Applications*. Cham: Springer Nature Switzerland, 2019, 288 p. DOI: 10.1007/978-3-030-23299-3.
11. Park S., Yoon Y., Lee S. et al. Thermoinduced and photoinduced sustainable hydrophilic surface of sputtered-TiO₂ thin film. *Coatings*, 2021, vol. 11, no. 11, p. 1360. DOI: 10.3390/coatings11111360.
12. Sanai Y., Kagami S., Kubota K. Cross-linking photopolymerization of monoacrylate initiated by benzophenone. *Journal of Polymer Science Part A: Polymer Chemistry*, 2018, vol. 56, no. 14, pp. 1545–1553. DOI: 10.1002/pola.29038.
13. Li M., Wang Z., Jin Y. et al. Highly efficient visible-blind ultraviolet photodetector based on scalably produced titanium dioxide nanowire arrays. *Nano Letters*, 2023, vol. 23, no. 13, pp. 6059–6066. DOI: 10.1021/acs.nanolett.3c01383.
14. Horprathum M., Eiamchai P., Limnonthakul P. et al. Structural, optical and hydrophilic properties of nanocrystalline TiO₂ ultra-thin films prepared by pulsed dc reactive magnetron sputtering. *Journal of alloys and compounds*, 2011, vol. 509, no. 13, pp. 4520–4524. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.01.038.
15. Heera V., Mücklich A., Posselt M. et al. Heavily Ga-doped germanium layers produced by ion implantation and flash lamp annealing: Structure and electrical activation. *Journal of Applied Physics*, 2010, vol. 107, no. 5. DOI: 10.1063/1.3309835.
16. Skorupa W., Yankov R.A., Anwand W. et al. Ultra-shallow junctions produced by plasma doping and flash lamp annealing. *Materials Science and Engineering: B*, 2004, vol. 114, pp. 358–361. DOI: 10.1016/j.mseb.2004.07.063.
17. Kim H.S., Dhage S.R., Shim D.E., Hahn H.T. Intense pulsed light sintering of copper nanoink for printed electronics. *Applied Physics A*, 2009, vol. 97, pp. 791–798. DOI: 10.1007/s00339-009-5360-6.

18. Lavery B.W., Kumari S., Konermann H. et al. Intense pulsed light sintering of $\text{CH}_3\text{NH}_3\text{PbI}_3$ solar cells. *ACS applied materials & interfaces*, 2016, vol. 8, no. 13, pp. 8419–8426. DOI: 10.1021/acsami.5b10166.
19. 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.
20. Kamrukov A.S., Kulebyakina A.I. *Pulsed Xenon Lamps: Technology, Experiment, and Calculation*: Study Guide. Moscow: Bauman MSTU Publ., 2011, 85 p.
21. Skorupa W., Schumann T., Rebohle L. Millisecond thermal processing using flash lamps for the advancement of thin layers and functional coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 314, pp. 169–176. DOI: 10.14332/svc16.proc.0064.
22. Zhestkij N.A., Povarov S.A., Volodin L. et al. One-step flashlight processing of MOF thin films for non-linear light absorption. *Materials Chemistry Frontiers*, 2025, vol. 9, no. 9, pp. 1355–1363. DOI: 10.1039/D5QM00166H.
23. Budinovskiy S.A., Doronin O.N., Kosmin A.A., Benklyan A.S. Influence of the state of the YSZ target on its sputtering rate during deposition of a TBC ceramic layer by the UOKS-3 unit. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 85–92. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-85-92.
24. Facchetti A., Marks T. *Transparent electronics: from synthesis to applications*. N.-Y.: John Wiley & Sons, 2010, 452 p. DOI: 10.1002/9780470710609.
25. Guillén C., Herrero J. Structure, optical, and electrical properties of indium tin oxide thin films prepared by sputtering at room temperature and annealed in air or nitrogen. *Journal of Applied Physics*, 2007, vol. 101, no. 7. DOI: 10.1063/1.2715539.
26. Kim Y., Park S., Kim S. et al. Xe-arc flash annealing of indium tin oxide thin-films prepared on glass backplanes. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2015, vol. 91, pp. 543–551. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.07.132.
27. Kim Y., Park S., Kim S. et al. Flash lamp annealing of indium tin oxide thin-films deposited on polyimide backplanes. *Thin Solid Films*, 2017, vol. 628, pp. 88–95. DOI: 10.1016/j.tsf.2017.03.016.
28. Weller S., Junghänel M. Flash Lamp Annealing of ITO thin films on ultra-thin glass. *Vakuum in Forschung und Praxis*, 2015, vol. 27, no. 4. DOI: 10.1002/vipr.201500586.
29. Neitzke E., Fan Q.H. Study of flashlamp annealing to promote crystallization of indium tin oxide thin films. *Journal of Applied Physics*, 2023, vol. 134, no. 23. DOI: 10.1063/5.0177627.
30. Plumley J.B., Cook A.W., Larsen C.A. et al. Crystallization of electrically conductive visibly transparent ITO thin films by wavelength-range-specific pulsed Xe arc lamp annealing. *Journal of Materials Science*, 2018, vol. 53, no. 18, pp. 12949–12960. DOI: 10.1007/s10853-018-2534-7.
31. David C., Tinkham B.P., Prunici P., Panckow A. Highly conductive and transparent ITO films deposited at low temperatures by pulsed DC magnetron sputtering from ceramic and metallic rotary targets. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 314, pp. 113–117. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.09.022.
32. Panckow A.N., David C., Weber J. Flash Lamp Annealing (FLA) of Magnetron Sputtered Low-Temperature TCO Coatings: Post-growth treatment enhances highly conductive and transparent thin films. *Vakuum in Forschung und Praxis*, 2017, vol. 29, no. 4, pp. 21–25. DOI: 10.1002/vipr.201700652.
33. Gebel T., Neubert M., Endler R. et al. Millisecond-annealing using flash lamps for improved performance of AZO layers. *MRS Online Proceedings Library (OPL)*, 2011, vol. 1287, art. 1010. DOI: 10.1557/opl.2011.1438.
34. Lee J., Jo C.H., Lee G. et al. Advancing Al-doped ZnO thin films structural, optical and electrical properties of low temperature PET substrates via flash lamp annealing. *Journal of Semiconductors*, 2024, vol. 45, no. 12, p. 122101. DOI: 10.1088/1674-4926/24070005.

35. Prucnal S., Gago R., Calatayud D.G. et al. TiO₂ Phase Engineering by Millisecond Range Annealing for Highly Efficient Photocatalysis. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2023, vol. 127, no. 26, pp. 12686–12694. DOI: 10.1021/acs.jpcc.3c01165.
36. Gago R., Prucnal S., Hübner R. et al. Phase selectivity in Cr and N co-doped TiO₂ films by modulated sputter growth and post-deposition flash-lamp-annealing. *Coatings*, 2019, vol. 9, no. 7, p. 448.
37. Gago R., Prucnal S., Hubner R. et al. Structural impact of chromium incorporation in as-grown and flash-lamp-annealed sputter deposited titanium oxide films. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 729, pp. 438–445. DOI: 10.3390/coatings9070448.
38. Ye Q., Liu P.Y., Tang Z.F., Zhai L. Hydrophilic properties of nano-TiO₂ thin films deposited by RF magnetron sputtering. *Vacuum*, 2007, vol. 81, no. 5, pp. 627–631. DOI: 10.1016/j.vacuum.2006.09.001.
39. Hashimoto K., Irie H., Fujishima A. TiO₂ photocatalysis: a historical overview and future prospects. *Japanese journal of applied physics*, 2005, vol. 44, no. 12R, p. 8269. DOI: 10.1143/jjap.44.8269.
40. Sun R.D., Nakajima A., Fujishima A., Watanabe T., Hashimoto K. Photoinduced surface wettability conversion of ZnO and TiO₂ thin films. *The Journal of Physical Chemistry B*, 2001, vol. 105, no. 10, pp. 1984–1990. DOI: 10.1021/jp002525j.
41. Numpud P., Charinpanitkul T., Tanthapanichakoon W. Photoinduced hydrophilic property of zinc oxide thin films prepared by sol-gel dip coating method. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2008, vol. 116, no. 1351, pp. 414–417. DOI: 10.2109/jcersj2.116.414.

Информация об авторах

Сорокин Илья Алексеевич, инженер-исследователь, 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

Ilya A. Sorokin, Research 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 25.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.07.2026.
The article was submitted 25.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.07.2026.

Научная статья

УДК 620.179.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-235-246

**ПРИМЕНЕНИЕ ВИХРЕТОКОВОГО МЕТОДА
ДЛЯ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
ПО ГЛУБИНЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО TiAl-СПЛАВА,
ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

С.С. Пичугин¹, Е.И. Косарина¹, Р.Р. Акбулатов¹, П.В. Панин¹

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

Аннотация. Продемонстрирована принципиальная возможность получения распределения электропроводности образцов из TiAl-сплава, выполненных методом селективного электронно-лучевого сплавления, с помощью вихретокового метода неразрушающего контроля. Для корреляционной связи электропроводности образцов и остаточных напряжений проведена рентгеновская дифракция. Показаны зависимости механических напряжений по глубине образцов до и после применения горячего изостатического прессования.

Ключевые слова: вихретоковый контроль, накладной вихретоковый преобразователь, математическое моделирование, оценка свойств, структуроскопия, аддитивные технологии, селективное электронно-лучевое сплавление, горячее изостатическое прессование

Для цитирования: Пичугин С.С., Косарина Е.И., Акбулатов Р.Р., Панин П.В. Применение вихретокового метода для оценки остаточных напряжений по глубине деталей из интерметаллидного TiAl-сплава, полученных с использованием аддитивных технологий // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 235–246. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-235-246.

Scientific article

**APPLICATION OF THE EDDY CURRENT METHOD
FOR ESTIMATING RESIDUAL STRESSES
OVER THE DEPTH OF INTERMETALLIC TiAl-ALLOY PARTS
OBTAINED USING ADDITIVE TECHNOLOGIES**

S.S. Pichugin¹, E.I. Kosarina¹, R.R. Akbulatov¹, P.V. Panin¹

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 demonstrates the fundamental possibility of obtaining the electrical conductivity distribution of TiAl alloy samples made by selective electron beam melting using the eddy current method of non-destructive testing. The X-ray diffraction was performed to correlate the electrical conductivity of the samples with the residual stresses. The dependences of mechanical stresses with the depth of the studied samples before and after the application of hot isostatic pressing were shown.

Keywords: eddy current testing, surface eddy current probe, mathematical modeling, property evaluation, structuroscopy, additive manufacturing, electron beam melting, hot isostatic pressing

For citation: Pichugin S.S., Kosarina E.I., Akbulatov R.R., Panin P.V. Application of the eddy current method for estimating residual stresses over the depth of intermetallic TiAl-alloy parts obtained using additive technologies. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 235–246. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-235-246.

Введение

Аддитивные технологии быстро развиваются и находят применение в различных областях, в том числе в авиационной промышленности [1]. Аддитивные технологии получили широкое распространение ввиду высокой производительности, возможности изготовления деталей со сложной геометрической формой и улучшенными свойствами в сравнении с традиционными методами [2, 3]. Селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС) – технология аддитивного производства, в которой электронный луч послойно расплавляет металлический порошок для создания деталей. Циклические нагрев и охлаждение в процессе СЭЛС приводят к формированию значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать деформации, снижение сопротивления усталости и растрескивание готовых деталей [4–8]. Для снижения уровня остаточных напряжений используют горячее изостатическое прессование (ГИП) [9–12]. Оценка остаточных напряжений в процессе аддитивного производства является актуальной задачей [13–15].

Для оценки свойств токопроводящих материалов перспективно применение вихретокового метода. Вихретоковый неразрушающий контроль, основанный на анализе характеристик электромагнитного поля вихревых токов, возбуждаемых в объекте контроля внешним электромагнитным полем, способен фиксировать изменение электропроводности токопроводящих материалов [16–18]. Таким образом, при существовании корреляционной зависимости между значениями электропроводности материала в зонах остаточных напряжений и их отсутствия появляется реальная возможность косвенно их зафиксировать. Применение вихретокового контроля имеет ряд преимуществ:

- неразрушающий характер;
- высокая скорость;
- отсутствие прямого контакта с контролируемыми деталями.

Основное достоинство метода – возможность контроля свойств материалов относительно их глубины, что достигается применением различного возбуждения вихретокового преобразователя [16, 17].

В данной статье проанализирована принципиальная возможность оценки остаточных напряжений на образцах из интерметаллидного TiAl-сплава, сформированных в результате СЭЛС, а также получения корреляционной связи механических напряжений и электропроводности материала.

Материалы и методы

Эффективность практического применения вихретокового метода для оценки физико-механических и структурных свойств обусловлена наличием устойчивой корреляционной зависимости между анализируемыми параметрами микроструктуры и удельной электропроводностью материала объекта контроля [19, 20]. В зависимости от частоты тока возбуждения изменяются затухание электромагнитного поля и величина вихревых токов. Таким образом, варьированием частоты возбуждающего тока можно получить распределение электропроводности по глубине исследуемого объекта.

Изменение частоты тока возбуждения приводит к изменению фазы вихревых токов на конкретной глубине, что, в свою очередь, вызывает изменение фазы соответствующей части вносимого напряжения. Глубину проникновения электромагнитного поля можно определить с помощью функциональной зависимости

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \mu_a \sigma}}, \quad (1)$$

где δ – глубина проникновения, м; σ – удельная электропроводность, См/м; μ_a – абсолютная магнитная проницаемость материала, Гн/м; f – частота тока возбуждения, Гц.

На рис. 1 представлен накладной вихретоковый преобразователь с возбуждающей и измерительной катушкой, расположенный над электропроводящим объектом контроля.

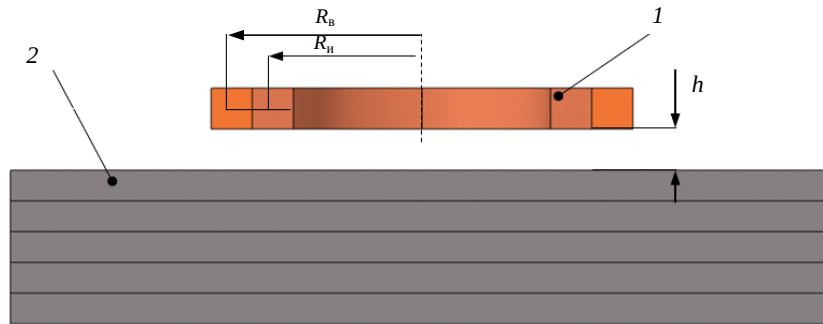


Рис. 1. Вихретоковый преобразователь (1), размещенный над объектом контроля (2): $R_{и}$, $R_{в}$ – радиус измерительной и возбуждающей катушки соответственно; h – зазор между преобразователем и поверхностью объекта контроля

Для конфигурации преобразователя, представленного на рис. 1, вносимая электродвижущая сила определяется по формуле [20, 21]

$$\dot{E}_{вн} = \omega I W_{в} W_{и} \mu_0 R j \pi \cdot \int_0^{\infty} \frac{x(q_{в}A + q_{с}B \operatorname{th}(q_{в}T_{в})) - q_{в}(q_{в}A \operatorname{th}(q_{в}T_{в}) + q_{с}B)}{x(q_{в}A + q_{с}B \operatorname{th}(q_{в}T_{в})) + q_{в}(q_{в}A \operatorname{th}(q_{в}T_{в}) + q_{с}B)} G dx. \quad (2)$$

Здесь обозначены параметры:

$$R = \sqrt{R_{в} R_{и}}; \quad (3)$$

$$A = q_{с} + q_{и} \operatorname{th}(q_{с}T_{с}); \quad (4)$$

$$B = q_{и} + q_{с} \operatorname{th}(q_{с}T_{с}); \quad (5)$$

$$G = J_1\left(\frac{R_{в}}{R}x\right)J_1\left(\frac{R_{и}}{R}x\right)e^{-Hx}; \quad (6)$$

$$q_{в, с, и} = \sqrt{x^2 + j\beta_{в, с, и}^2}; \quad (7)$$

$\beta_{в, с, и}$ – обобщенные параметры, характеризующие удельную электропроводность верхнего, среднего и нижнего слоя ($\sigma_{в, с, и}$):

$$\beta_{в, с, и} = R \sqrt{\omega \mu_0 \sigma_{в, с, и}}; \quad (8)$$

$T_{в, с}$ – обобщенные параметры, характеризующие толщину верхнего ($t_{в}$) и среднего ($t_{с}$) слоя:

$$T_{в, с} = \frac{t_{в, с}}{R}; \quad (9)$$

$$H = \frac{2h}{R}; \quad (10)$$

H – обобщенный параметр, характеризующий величину зазора (h); $W_{в}$, $W_{и}$ – количество витков возбуждающей и измерительной обмотки соответственно, ед.; $R_{и}$, $R_{в}$ – радиус измерительной и возбуждающей катушки соответственно, м; $J_1\left(\frac{R_{в}}{R}x\right)$, $J_1\left(\frac{R_{и}}{R}x\right)$ – функции Бесселя первого рода первого порядка; ω – круговая частота тока $\dot{I}$ в возбуждающей обмотке датчика, рад/с; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнитная постоянная.

Используя формулу (2), можно рассчитать вносимое напряжение вихретокового преобразователя в зависимости от частоты питающего тока и электропроводности неоднородного объекта контроля.

Одним из мешающих факторов при определении колебаний электропроводности, связанных с неоднородным состоянием материала, является зазор h (рис. 1) между объектом контроля и преобразователем, который может изменяться из-за шероховатости

поверхности, колебаний преобразователя и др. Сигнал, вызванный колебаниями величины зазора, может превышать полезный сигнал от изменения электропроводности, вызванный наличием остаточных напряжений.

Отстройку от влияния зазора осуществляли изменением фазы питающего тока (амплитудно-фазовый метод [16]). Таким образом, информативным параметром будет являться проекция вектора приращения напряжения вихретокового преобразователя в зависимости от изменения электропроводности.

Вторым мешающим фактором является краевой эффект. При расположении преобразователя вдали от края объекта контроля вихревые токи распределяются равномерно по поверхности, плотность тока максимальна под обмоткой преобразователя и равномерно уменьшается по мере удаления от нее. При приближении к границе объекта контроля происходит перераспределение вихревых токов, плотность тока концентрируется на границе под преобразователем вблизи края [22–24]. На рис. 2 показано распределение плотности тока и вихревых токов под обмоткой преобразователя для двух положений – по центру и на границе объекта контроля.

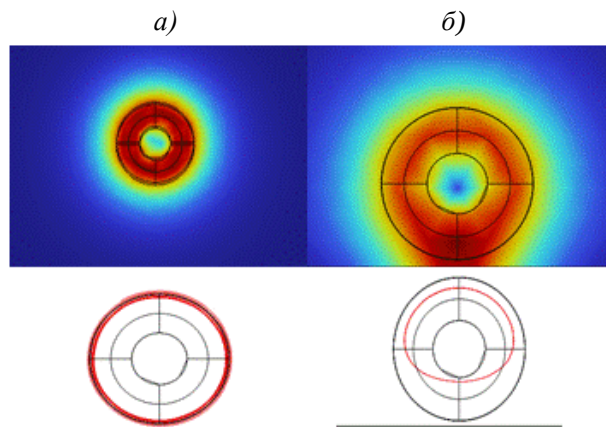


Рис. 2. Распределение плотности тока и вихревых токов под обмоткой вихретокового преобразователя, расположенного по центру (а) и на границе (б) объекта контроля

Для оценки влияния краевого эффекта в работе [25] представлена трехмерная аналитическая модель вихревых токов в электропроводящей пластине конечной ширины, которая учитывает искажения полей на границах пластины. В статье приведены погрешности моделирования, вызванные пренебрежением влияния поля источника на краях проводящей пластины.

Методом конечных элементов в работе [26] исследовано влияние краевого эффекта для различных параметров вихретокового преобразователя. Авторы предложили систематический подход, основанный на моделировании, для понимания и минимизации влияния краевого эффекта на обнаружение дефектов. По итогам работы продемонстрированы оптимальные параметры преобразователя для эффективного обнаружения трещин на границах объекта контроля.

В работе [27] представлен метод аналитического моделирования поперечного перемещения вихретоковых преобразователей с прямоугольными катушками. С использованием методов разложения по собственным функциям усеченной области и векторного потенциала второго порядка получены аналитические выражения для плотности вихревых токов и сопротивления катушки при ее поперечном перемещении относительно границы объекта. Авторы провели эксперименты, подтверждающие аналитические данные.

Для формулирования требований к габаритам образцов (ширине и длине объекта контроля) при помощи численного моделирования методом конечных элементов исследовано влияние краевого эффекта для примененного вихретокового преобразователя. Параметры преобразователя, используемые при моделировании:

Диаметр возбуждающей обмотки, мм	5,4
Диаметр измерительной обмотки, мм	4,6
Частота возбуждающего тока, кГц	100
Зазор между преобразователем и образцом, мм	1

Параметры пластины, имитирующей объект контроля:

Толщина образца, мм	15
Ширина (поперечный размер пластины), мм	80
Электропроводность образца, МСм/м	0,7

Суть моделирования заключается в изменении размера пластины по отношению к размеру преобразователя. Вихретоковый преобразователь передвигался вдоль образца с шагом 1 мм, начальная точка соответствовала краю пластины. Фиксировали относительное изменение сигнала вихретокового преобразователя в зависимости от расположения контролируемого объекта для разных длин (продольного размера) пластины: 10, 20, 30, 40 и 50 мм. Сигнал нормирован относительно максимального значения, т. е. значения сигнала, при котором пластина располагалась по центру преобразователя. Для получения более точного результата проведены расчеты с замененными (на свойства окружающее преобразователь пространство (воздух)) свойствами пластины. Требование к моделированию: получение значения длины пластины, при котором бы сформировалась площадка с постоянным сигналом преобразователя протяженностью, составляющей три диаметра преобразователя. Полученные зависимости показаны на рис. 3.

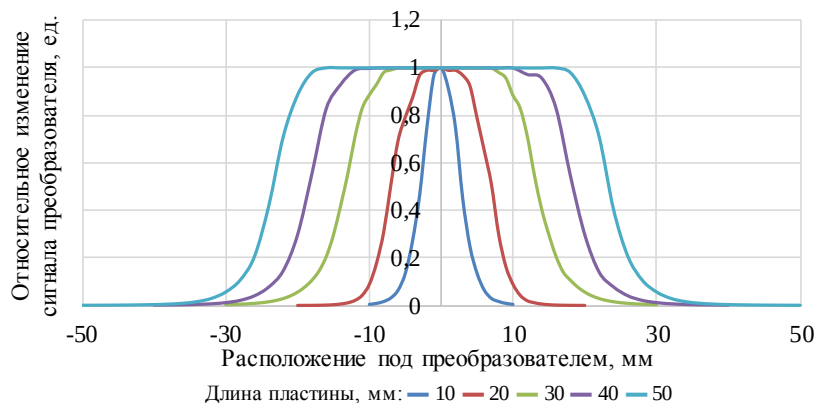


Рис. 3. Зависимости относительного изменения сигнала преобразователя от его расположения для разных поперечных размеров (длин) пластины

При поперечном размере пластины >40 мм краевой эффект не влияет на сигнал преобразователя, т. е. формируется площадка, при которой отклонение от центра пластины более чем на диаметр вихретокового преобразователя не воздействует на измеряемый сигнал.

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

Результаты и обсуждение

Для опробования вихретокового метода с целью оценки структурного состояния TiAl-сплава [28–31] изготовлены образцы в виде цилиндров диаметром 50 мм и толщиной 14 мм. Печать методом СЭЛС осуществляли при двух режимах: для образца 10 – энергия 250 Дж/м, ток луча 13,3 мА, скорость сканирования 3,2 м/с; для образца 12 – энергия 150 Дж/м, ток луча 8 мА, скорость сканирования 3,2 м/с. Диаметр образцов выбран таким образом, чтобы влияние от края образца на измерительный сигнал отсутствовало. Диаметр возбуждающей и измерительной катушки составил 5,4 и 4,6 мм соответственно, выбран зазор между преобразователем и образцами, равный 1 мм. Частота возбуждающего тока f изменялась с 2 до 400 кГц с шагом 2 кГц [32]. Электропроводность образцов 10 и 12, предварительно определенная вихретоковым методом при частоте 100 кГц, составила 0,69 и 0,67 МСм/м соответственно.

Влияние краевого эффекта оценено путем сканирования вихретоковым преобразователем вдоль поверхности образца, зависимость проекции сигнала от расположения преобразователя относительно образца показана на рис. 4.

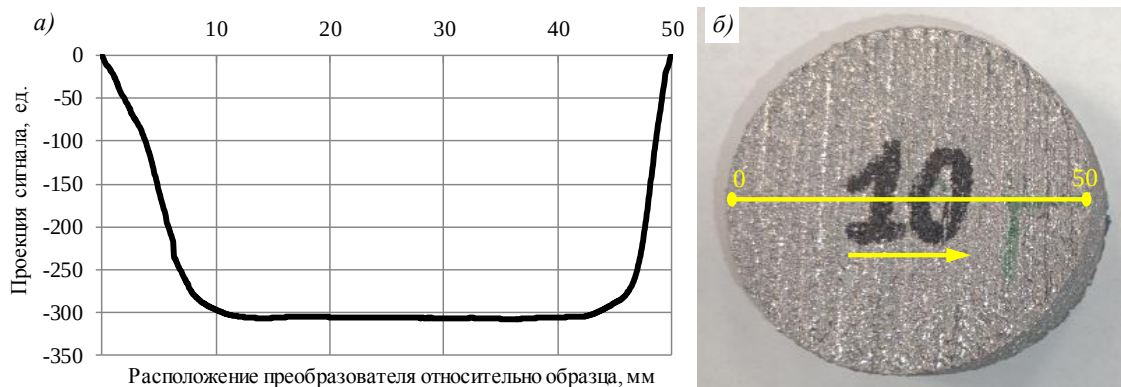


Рис. 4. Зависимость проекции сигнала от расположения преобразователя относительно образца (а); движение преобразователя вдоль образца (б), стрелкой показано направление сканирования

Сигнал можно разделить на три зоны: I (от 0 до ~10,4 мм) – начало движения преобразователя над образцом, проекция сигнала от края начинает уменьшаться при приближении к центру; II (от ~10,4 до ~40 мм) – зона, в которой проекция сигнала не зависит от положения датчика; III (от ~40 до ~50 мм) – окончание движения преобразователя над образцом, проекция сигнала от края начинает увеличиваться при приближении к краю. Протяженность зоны достаточна для решения обратной задачи расчета, полученного по формуле (2).

Калибровку экспериментальных данных с расчетными осуществляли на образцах-эталонах с электропроводностью 0,63 и 0,73 МСм/м (электропроводность образцов-эталонов распределена равномерно по всей толщине). Калибровка заключалась в умножении расчетных значений на калибровочный коэффициент

$$K(f)_p = \frac{U73(f)_{\text{экс}}}{U73(f)_{\text{рас}}},$$

где $U73(f)_{\text{экс}}$ – экспериментальное значение напряжения на образце с электропроводностью 0,73 МСм/м; f – частота возбуждающего тока; $U73(f)_{\text{рас}}$ – расчетное значение напряжения.

Проекцию экспериментального сигнала и расчетных значений для образца с электропроводностью 0,73 МСм/м осуществляли относительно образца с электропроводностью 0,63 МСм/м.

Для оценки распределения электропроводности по глубине преобразователь разместили на поверхности образцов 10 и 12. На рис. 5 представлена полученная проекция сигналов в зависимости от частоты возбуждающего тока, данные фиксировали относительно образца-эталона с электропроводностью 0,63 МСм/м. На рис. 5 также показана проекция сигнала образца-эталона с электропроводностью 0,73 МСм/м.

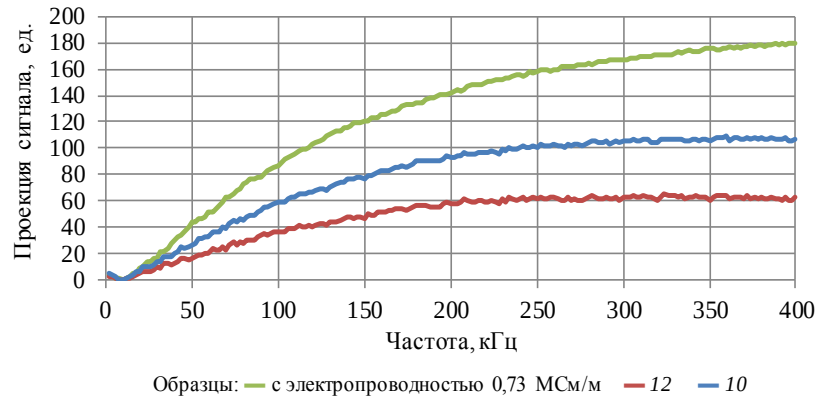


Рис. 5. Зависимости проекции сигнала от частоты возбуждающего тока

Зависимость проекции вносимого напряжения, полученная для равномерного изменения электропроводности, при частоте до ~220 кГц можно совместить с зависимостями исследованных образцов масштабированием. Однако при частоте >240 кГц проекция отличается по наклону к оси и не может быть совмещена с зависимостями образцов 10 и 12 масштабированием.

При решении обратной задачи получены зависимости распределения электропроводности образцов по глубине. На рис. 6 показаны зависимости для образцов 10 и 12, а также образца-эталона с электропроводностью 0,73 МСм/м (соответствует равномерному изменению электропроводности). Это позволяет визуализировать неравномерное изменение электропроводности исследованных образцов.

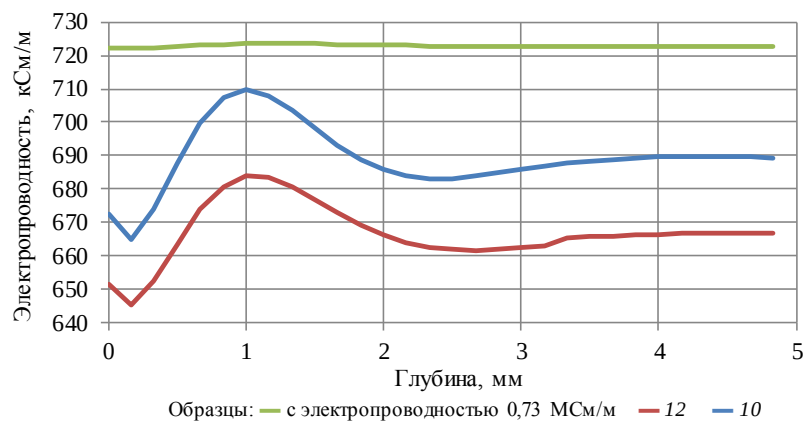


Рис. 6. Распределение электропроводности по глубине образцов

Для снятия напряжений на образцах 10 и 12 проведено ГИП, после чего повторно рассчитаны зависимости распределения электропроводности по глубине (рис. 7).

Электропроводность после применения ГИП стала распределяться равномерно по глубине образцов 10 и 12, т. е. так же, как и у образца-эталона с электропроводностью 0,73 МСм/м. Кроме того, электропроводность образцов 10 и 12 уменьшилась после применения ГИП и достигла одного значения (0,64 МСм/м).

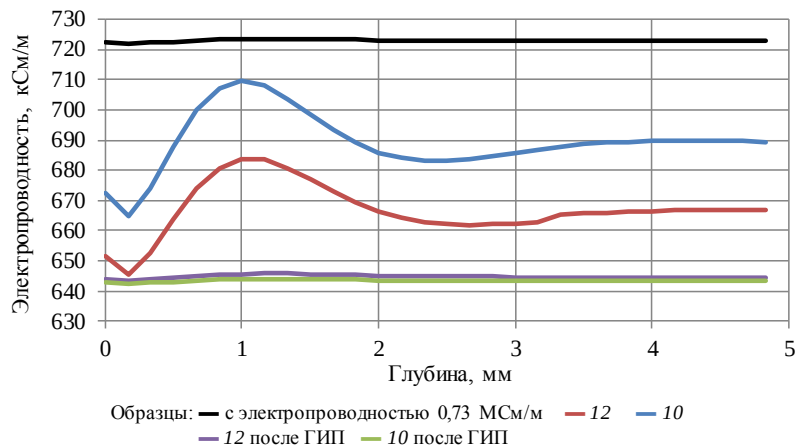


Рис. 7. Распределение электропроводности по глубине образцов до и после горячего изостатического прессования (ГИП)

Методом рентгеновской дифракции определено, что на поверхности образцов напряжение составляет -230 МПа. Исходя из этих данных, с использованием корреляционного коэффициента получены зависимости распределения остаточных напряжений, показанные на рис. 8.

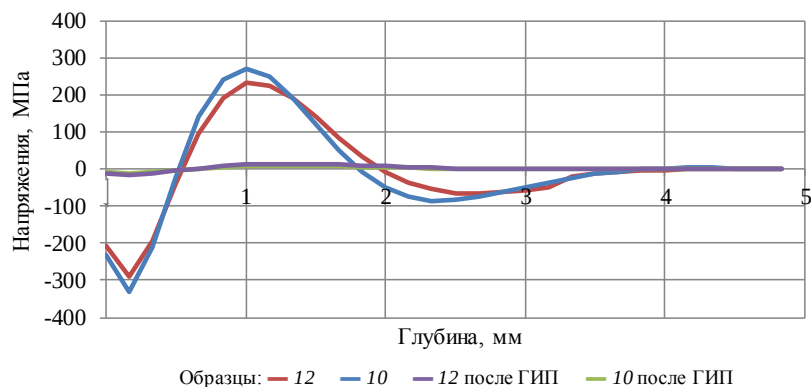


Рис. 8. Распределение электропроводности по глубине образцов до и после горячего изостатического прессования (ГИП), полученное путем корреляции данных рентгеновской дифракции

Чувствительность по глубине к изменению электропроводности вихретокового метода ограничена ~ 3 мм, поскольку происходит затухание электромагнитной волны. В связи с этим нельзя сделать вывод о распределении механических напряжений на глубине > 3 мм. Следует отметить, что изменение электропроводности также может быть связано со структурой материала.

Заключения

С помощью математического моделирования и экспериментальных исследований образцов показано влияние краевого эффекта на сигнал вихретокового преобразователя.

Для построения распределения электропроводности по глубине образцов из интерметаллидного TiAl-сплава, выполненных СЭЛС, многочастотным вихретоковым методом получены зависимости проекции вектора приращения напряжения вихретокового преобразователя.

Путем корреляции данных, полученных при помощи рентгеновской дифракции, построены зависимости распределения остаточных напряжений до и после ГИП.

Для применения описанного подхода для изделий со сложной геометрической формой либо небольших размеров необходимы моделирование и верификация численных моделей или калибровка на образцах со схожей геометрической формой с известным распределением механических напряжений. Ввиду незначительных изменений электропроводности в зависимости от возникающих механических напряжений перспективным направлением развития метода является повышение чувствительности.

Исследование выполнено при финансировании Российского научного фонда, грант № 24-19-00717, <https://rscf.ru/project/24-19-00717/>.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 2. Компенсация и контроль отклонений, ГИП и термическая обработка // Электрометаллургия. 2022. № 2. С. 2–12.
2. Бакрадзе М.М., Пескова А.В., Капланский Ю.Ю. Влияние термической пост-обработки на текстуру и анизотропию свойств конструкционного сплава системы Cu–Cr, полученного с помощью селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 3–16. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-3-16.
3. Impey S., Saxena P., Salonitis K. Selective Laser Sintering Induced Residual Stresses: Precision Measurement and Prediction // Journal of Manufacturing and Materials Processing. 2021. Vol. 5. Is. 3. P. 1–16. DOI: 10.3390/jmmp503010.
4. Bian P., Jammal A., Xu K. et al. A Review of the Evolution of Residual Stresses in Additive Manufacturing During Selective Laser Melting Technology // Materials. 2025. Vol. 18. Is. 8. P. 1–21. DOI: 10.3390/ma1808170.
5. Schajer G., Ruud C. Overview of Residual Stresses and their measurement // Practical Residual stress: measurement methods / ed. G.S. Schajer. John Wiley and Sons Ltd, 2013. P. 1–27. DOI: 10.1002/8402832.ch1.
6. Segovia R., García F., Papaalias M. Review on additive manufacturing and non-destructive testing // Journal of Manufacturing Systems. 2023. Vol. 66. P. 260–286.
7. Bartlet J.L., Li X. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 27. P. 131–149.
8. Nabin B., Muhammad J., Nithin R., Sekhar R. A review of the residual stress generation in metal additive manufacturing: analysis of cause, measurement, effects, and prevention // Micromachines. 2023. Vol. 14. Is. 7. P. 1–30. DOI: 10.3390/M114071480.
9. Tillmann W., Schaak C., Nellesen J. et al. Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting // Additive Manufacturing. 2017. Vol. 13. P. 93–102.
10. Yamamoto Y., Fujikawa T. Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Materials Prepared by Additive Manufacturing. Technology and HIP Process // Proceedings of 11th International Conference on Hot Isostatic Pressing. Stockholm, 2014. P. 398–404.
11. Панин П.В., Лукина Е.А., Богачев И.А., Наприенко С.А. Влияние технологических параметров селективного электронно-лучевого сплавления на химический состав, микроструктуру и пористость TiAl-сплава системы Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd // Металлург. 2023. № 5. С. 54–66.
12. Vastola G., Zhang G., Pei Q.X., Zhang Y. Controlling of residual stress in additive manufacturing of Ti6Al4V by finite element modeling // Additive Manufacturing. 2016. Vol. 12. P. 231–239.
13. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). С. 43–51. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.

14. Мараховский П.С., Баринов Д.Я., Шорстов С.Ю., Воробьев Н.Н. Вопрос создания физических и математических моделей тепло- и массопереноса при изготовлении деталей методом аддитивных технологий (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). С. 111–119. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
15. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Шершак П.В. Методы формирования образцов с искусственно созданным распределением остаточных напряжений // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). С. 122–132. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-122-132.
16. Герасимов В.Г., Ключев В.В., Шатерников В.Е. Методы и приборы электромагнитного контроля / под ред. В.Е. Шатерникова. М.: Издательский дом «Спектр», 2010. 256 с.
17. Герасимов В.Г., Покровский А.Д., Сухоруков В.В. Неразрушающий контроль: в 5 кн. М.: Высшая школа, 1992. Кн. 3. Электромагнитный контроль / под ред. В.В. Сухорукова. 312 с.
18. Федосенко Ю.К., Шкатов П.Н., Ефимов А.Г. Вихретоковый контроль. М.: Издательский дом «Спектр», 2014. 224 с.
19. Кекало И.Б. Физические свойства металлов. Раздел: Электрические свойства: лабораторный практикум. М., 1998. 139 с.
20. Шитиков В.С., Пичугин С.С. Оценка распределения электрических свойств при упругой деформации объекта контроля вихретоковым методом // *Труды ВИАМ*. 2024. № 11 (141). С. 89–99. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-89-99.
21. Дорофеев А.Л., Любашев Г.А., Останин Ю.Я. Измерение толщины покрытий с помощью вихревых токов. М.: Машиностроение, 1975. 64 с.
22. Theodoulidis T. End effect modelling in eddy current tube testing with bobbin coils // *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*. 2004. Vol. 19. P. 207–212.
23. Bowler J.R., Theodoulidis T.P. Coil impedance variation due to induced current at the edge of a conductive plate // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2006. Vol. 39. P. 2862–2868.
24. Zec M., Uhlig R.P., Ziolkowski M., Brauer H. Finite element analysis of nondestructive testing eddy current problems with moving parts // *IEEE Transactions on Magnetics*. 2013. Vol. 49. P. 4785–4794.
25. Paul S., Bird J.Z. Analytic 3-D eddy current model of a finite width conductive plate including edge-effects // *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*. 2014. Vol. 45. P. 535–542. DOI: 10.3233/jae-141874.
26. Xie Y., Li J., Tao Y. et al. Edge Effect Analysis and Edge Defect Detection of Titanium Alloy Based on Eddy Current Testing // *Applied Sciences*. 2020. Vol. 10. P. 15. DOI: 10.3390/app10248796.
27. Lv C., Liu W., Jiang Y., Zhao H. Analytical modelling for edge effects and impedance characteristics of the transverse eddy current displacement sensors with rectangular coils // *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*. 2014. Vol. 46. P. 823–834. DOI: 10.3233/jae-130060.
28. Сплав на основе интерметаллида титана и изделие, выполненное из него: пат. 2606368 Рос. Федерация; заявл. 15.10.15; опубл. 10.01.17.
29. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд., с изм. и доп. М.: ВИАМ, 2019. 316 с.
30. Панин П.В., Богачев И.А., Смирнов А.В., Лукина Е.А. Количественный анализ пористости TiAl-сплава системы Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd после селективного электронно-лучевого сплавления и горячего изостатического прессования // *Металлург*. 2025. № 11. С. 66–71. DOI: 10.52351/00260827_2025_11_66.
31. Акбулатов Р.Р., Ефремова А.П., Богачев И.А., Панин П.В. Исследование кинетики изотермических фазовых превращений в жаропрочных сплавах на основе гамма-алюминиды титана TiAl // *Труды ВИАМ*. 2024. № 11 (141). С. 22–32. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-22-32.
32. Шитиков В.С., Пичугин С.С., Акбулатов Р.Р., Панин П.В. Особенности оценки вихретоковым методом свойств деталей из интерметаллидного TiAl-сплава, полученных с применением аддитивных технологий // *Труды ВИАМ*. 2025. № 11 (153). С. 124–134. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-124-134.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New-generation materials and digital additive manufacturing technologies for critical components at FSUE VIAM. Part 2. Compensation and control of deviations, HIP, and heat treatment. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 2, pp. 2–12.
2. Bakradze M.M., Peskova A.V., Kaplansky Yu.Yu. Influence of thermal post-treatment on the texture and anisotropy of mechanical properties in the Cu–Cr construction alloy manufactured by laser powder bed fusion. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 3–16. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-3-16.
3. Impey S., Saxena P., Salonitis K. Selective Laser Sintering Induced Residual Stresses: Precision Measurement and Prediction. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2021, vol. 5, is. 3, pp. 1–16. DOI: 10.3390/jmmp503010.
4. Bian P., Jammal A., Xu K. et al. A Review of the Evolution of Residual Stresses in Additive Manufacturing During Selective Laser Melting Technology. *Materials*, 2025, vol. 18, is. 8, pp. 1–21. DOI: 10.3390/ma1808170.
5. Schajer G., Ruud C. Overview of Residual Stresses and their measurement. *Practical Residual stress: measurement methods*. Ed. G.S. Schajer. John Wiley and Sons Ltd, 2013, pp. 1–27. DOI: 10.1002/8402832.ch1.
6. Segovia R., García F., Papaelias M. Review on additive manufacturing and non-destructive testing. *Journal of Manufacturing Systems*, 2023, vol. 66, pp. 260–286.
7. Bartlett J.L., Li X. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 27, pp. 131–149.
8. Nabin B., Muhammad J., Nithin R., Sekhar R. A review of the residual stress generation in metal additive manufacturing: analysis of cause, measurement, effects, and prevention. *Micromachines*, 2023, vol. 14, is. 7, pp. 1–30. DOI: 10.3390/M14071480.
9. Tillmann W., Schaak C., Nellesen J. et al. Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2017, vol. 13, pp. 93–102.
10. Yamamoto Y., Fujikawa T. Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Materials Prepared by Additive Manufacturing. Technology and HIP Process. *Proceedings of 11th International Conference on Hot Isostatic Pressing*. Stockholm, 2014, pp. 398–404.
11. Panin P.V., Lukina E.A., Bogachev I.A., Naprienko S.A. Influence of selective electron beam melting process parameters on the chemical composition, microstructure, and porosity of a Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd system TiAl alloy. *Metallurg*, 2023, no. 5, pp. 54–66.
12. Vastola G., Zhang G., Pei Q.X., Zhang Y. Controlling of residual stress in additive manufacturing of Ti6Al4V by finite element modeling. *Additive Manufacturing*, 2016, vol. 12, pp. 231–239.
13. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 43–51. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
14. Marakhovskij P.S., Barinov D.Ya., Shorstov S.Yu., Vorobev N.N. On creation of physical and mathematical models of heat and mass transfer during manufacturing by additive technologies (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 111–119. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
15. Monakhov A.D., Yakovlev N.O., Shershak P.V. Methods for the formation of objects with artificially created residual stresses. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 122–132. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-122-132.
16. Gerasimov V.G., Klyuev V.V., Shaternikov V.E. *Methods and Instruments for Electromagnetic Testing*. Ed. V.E. Shaternikov. Moscow: Spektr, 2010, 256 p.
17. Gerasimov V.G., Pokrovsky A.D., Sukhorukov V.V. *Nondestructive Testing*: in 5 books. Moscow: Vysshaya Shkola, 1992, book 3: Electromagnetic Testing. Ed. V.V. Sukhorukov, 312 p.
18. Fedosenko Yu.K., Shkatov P.N., Efimov A.G. *Eddy-Current Testing*. Moscow: Spektr, 2014, 224 p.
19. Kekalo I.B. *Physical Properties of Metals. Section: Electrical Properties*: Laboratory Manual. Moscow, 1998, 139 p.

20. Shitikov V.S., Pichugin S.S. Estimation of electrical properties distribution under elastic deformation of the control object by eddy current method. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), pp. 89–99. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-89-99.
21. Dorofeev A.L., Lyubashev G.A., Ostanin Yu.Ya. *Measurement of Coating Thickness Using Eddy Currents*. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 64 p.
22. Theodoulidis T. End effect modelling in eddy current tube testing with bobbin coils. *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*, 2004, vol. 19, pp. 207–212.
23. Bowler J.R., Theodoulidis T.P. Coil impedance variation due to induced current at the edge of a conductive plate. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2006, vol. 39, pp. 2862–2868.
24. Zec M., Uhlig R.P., Ziolkowski M., Brauer H. Finite element analysis of nondestructive testing eddy current problems with moving parts. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2013, vol. 49, pp. 4785–4794.
25. Paul S., Bird J.Z. Analytic 3-D eddy current model of a finite width conductive plate including edge-effects. *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*, 2014, vol. 45, pp. 535–542. DOI: 10.3233/jae-141874.
26. Xie Y., Li J., Tao Y. et al. Edge Effect Analysis and Edge Defect Detection of Titanium Alloy Based on Eddy Current Testing. *Applied Sciences*, 2020, vol. 10, p. 15. DOI: 10.3390/app10248796.
27. Lv C., Liu W., Jiang Y., Zhao H. Analytical modelling for edge effects and impedance characteristics of the transverse eddy current displacement sensors with rectangular coils. *International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics*, 2014, vol. 46, pp. 823–834. DOI: 10.3233/jae-130060.
28. *Titanium intermetallic-based alloy and article made therefrom*: pat. 2606368 Rus. Federation; appl. 15.10.15; publ. 10.01.17.
29. Nochovnaya N.A., Bazyleva O.A., Kablov D.E., Panin P.V. *Titanium- and Nickel-Based Intermetallic Alloys*. Ed. E.N. Kablov. 2nd ed., rev. and add. Moscow: VIAM, 2019, 316 p.
30. Panin P.V., Bogachev I.A., Smirnov A.V., Lukina E.A. Quantitative analysis of porosity in a Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd system TiAl alloy after selective electron beam melting and hot isostatic pressing. *Metallurg*, 2025, no. 11, pp. 66–71. DOI: 10.52351/00260827_2025_11_66.
31. Akbulatov R.R., Efremova A.P., Bogachev I.A., Panin P.V. Study of isothermal phase transformations kinetics in heat-resistant alloys based on gamma titanium aluminide TiAl. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), pp. 22–32. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-22-32.
32. Shitikov V.S., Pichugin S.S., Akbulatov R.R., Panin P.V. Features of the eddy current method assessment of properties parts made of intermetallic TiAl alloy, obtained using additive technologies. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), pp. 124–134. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-124-134.

Информация об авторах

Пичугин Сергей Сергеевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Косарина Екатерина Ивановна, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Акбулатов Рустам Раисович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Панин Павел Васильевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergey S. Pichugin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Ekaterina I. Kosarina, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Rustam R. Akbulatov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Pavel V. Panin, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.08.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.08.2026.

The article was submitted 26.08.2026; approved and accepted for publication after reviewing 31.08.2026.

Научная статья

УДК 621.891

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-247-260

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СУХОГО ТРЕНИЯ SiC С МАТЕРИАЛАМИ РАЗНОГО ТИПА ПРИ НИЗКИХ СКОРОСТЯХ

Часть 1

Н.В. Севостьянов¹, Е.С. Пастух¹, О.Ю. Сорокин¹, В.В. Викулин¹

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

Аннотация. Представлены закономерности сухого трения свободно спеченного и реакционно-спеченного карбида кремния в паре с материалами разного типа при различных уровнях нагрузки и скорости скольжения. В первой части статьи сравниваются трибологические характеристики двух видов карбида кремния с полимерными материалами и графитом. Данные материалы широко используются в узлах трения за счет способности к самосмазыванию, что вызывает наибольший интерес для данного исследования и рекомендаций по возможному расширению области применения.

Ключевые слова: коэффициент трения, износ, керамический материал, карбид кремния, трибология, антифрикционный материал, страгивание

Для цитирования: Севостьянов Н.В., Пастух Е.С., Сорокин О.Ю., Викулин В.В. Закономерности сухого трения SiC с материалами разного типа при низких скоростях. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 247–260. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-247-260.

Scientific article

PATTERNS OF SiC DRY FRICTION WITH DIFFERENT TYPES OF MATERIALS AT LOW SPEEDS

Part 1

N.V. Sevostyanov¹, E.S. Pastukh¹, O.Yu. Sorokin¹, V.V. Vikulin¹

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

Abstract. The paper presents the patterns of dry friction of freely sintered and reactively sintered silicon carbide from the load and sliding speed paired with materials of different types. The first part of the article compares the tribological characteristics of two types of silicon carbide with polymer materials and graphite. These materials are widely used in friction units due to their ability to self-lubricate, which is of the greatest interest for this study and recommendations for possible use expansion.

Keywords: coefficient of friction, wear, ceramic material, silicon carbide, tribology, antifriction material, straining

For citation: Sevostyanov N.V., Pastukh E.S., Sorokin O.Yu., Vikulin V.V. Patterns of SiC dry friction with different types of materials at low speeds. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 247–260. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-247-260.

Введение

Современная техника в настоящее время нуждается в применении новых материалов, обеспечивающих ее дальнейшее развитие и повышение эксплуатационных характеристик. Карбид кремния не относится к новым материалам, но высокий уровень физических и механических свойств, радиационная и химическая стойкость, промышленная доступность и низкая стоимость определяют расширение сфер его применения. Ключевыми областями использования карбида кремния являются [1–7] аэрокосмическая техника, энергетика, атомная промышленность, машиностроение и полупроводниковая техника. Высокая износостойкость и химическая инертность позволяют применять карбид кремния в производстве высоконагруженных торцевых уплотнений валов и подшипников скольжения, способных работать в агрессивных средах без дополнительной смазки.

Карбид кремния является синтетическим материалом, его получают промышленным способом из оксида кремния и углерода. В природе существует минерал, содержащий карбид кремния, – муассанит, однако он редко встречается и его количества недостаточно для применения в промышленном масштабе [8, 9]. В отличие от природного минерала муассанита, синтетический SiC – это материал с точно контролируемыми свойствами, достигнутыми за счет определенного уровня давления и температуры в процессе горячего прессования и реализации других методов получения. Хотя в современной промышленности свободное спекание SiC все чаще уступает место более эффективным технологиям, оно обеспечивает получение практически беспористого материала (~98–99) % от теоретической плотности). Ключевыми преимуществами этого метода также являются возможность использования дешевого исходного порошка с крупными частицами SiC и достижение теоретической плотности при более низких температурах по сравнению с беспрессовым спеканием. Однако применение метода горячего прессования ограничено для изготовления сложных деталей и не подходит для крупносерийного производства [9]. В работах [10, 11] отмечена возможность получения высокопрочной керамики с твердостью по Виккерсу 29 ГПа и вязкостью разрушения $5,25 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Благодаря высокой твердости, низкой плотности и относительно низкой стоимости карбид кремния широко применяется в качестве триботехнического материала [12]. Из карбида кремния изготавливают втулки валов, опорные подпятники, тела качения подшипников качения. Однако, несмотря на высокую износостойкость SiC, сухое трение весьма ограничено из-за высокого коэффициента трения, склонности к схватыванию и образованию задиров [8, 9]. В узлах трения карбид кремния зачастую применяют со смазкой или в паре трения со самосмазывающимся материалом. В этой связи в карбид кремния добавляют износостойкие или твердосмазочные составляющие. Так, в работе [13] изучен износ горячепрессованного карбида кремния с добавкой карбида вольфрама. Коэффициент трения при комнатной температуре снижался с 0,4 до 0,3. Лучшей износостойкостью при комнатной температуре обладал состав с 50 % WC, а при 500 °C – с 30 % WC. Механизмы износа включают трибохимические реакции и микрорастрескивание. Кроме того, в работе [14] показано, что минимальное количество спекающих добавок достаточно для полной консолидации материала, а коэффициент трения в паре SiC/SiC снижается с ~0,6 до ~0,2 при увеличении нагрузки. Наименьший износ наблюдается у керамики с добавкой AlN–Sc₂O₃, которая формирует чистые зернограницные фазы. Средний размер зерна SiC не влияет на установившийся коэффициент трения. Однако он критически важен для износа: чем мельче зерно, тем меньше износ детали. Основные механизмы износа – зернограницное разрушение и тонкое

истирание. Данное обстоятельство подчеркивает необходимость контроля микроструктуры для достижения высокой износостойкости [15, 16].

В качестве триботехнического материала возможно применение карбида кремния с графитом в структуре материала и содержащего свободный графит в структуре материала. В этом случае карбидокремниевый материал обеспечивает смазку контактирующих поверхностей при трении. Однако наличие мягкого графита в структуре SiC снижает механические характеристики [8, 9]. Реакционно-спеченный (РС), или реакционно-связанный, карбид кремния, часто обозначаемый как RBSC (Reaction Bonded Silicon Carbide) или SiSiC, традиционно получают пропиткой жидким кремнием пористой заготовки из смеси порошков карбида кремния и углерода при температурах $\sim(1750\text{--}1900)$ °C. В отличие от полностью консолидированного горячепрессованного карбида кремния, РС SiC является композиционным материалом, содержащим от 6 до 15 % свободного кремния, который заполняет остаточные поры после реакции. Эта особенность определяет его уникальные свойства: возможность формования сложных деталей с минимальной усадкой и более низкую стоимость производства, но с ограничением по максимальной рабочей температуре (до ~ 1350 °C), связанным с присутствием легкоплавкой кремниевой фазы [17, 18].

В качестве твердосмазочных композитов на основе SiC также рассматривают материалы с добавками Mo и CaF_2 . Исследование таких самосмазывающихся композитов выявило рекордные показатели. При использовании 20 % Mo и 30 % CaF_2 достигается исключительно низкий коэффициент трения (0,17 при 1000 °C) [19]. Это открывает путь для создания высокотемпературных узлов трения, работающих в условиях сухого трения. Из наиболее интересных исследований в области трибологических свойств РС SiC можно отметить публикацию [20], в которой представлены результаты изучения поведения материала при сухом трении в интервале температур от комнатной до 600 °C с использованием метода pin-on-disk («палец–диск»). Установлено, что коэффициент трения максимален при 300 °C, снижается как при комнатной температуре, так и при 600 °C. При этом скорость изнашивания материала монотонно возрастает с увеличением температуры, что связано с изменением состава продуктов износа (с образованием аморфного и кристаллического SiO_2).

Сравнение двух типов карбидокремниевой керамики показывает, что их трибологические характеристики определяются не только химическим составом, но и способом получения, фазовым составом, наличием остаточной пористости или свободного кремния. При этом большинство известных исследований выполнено для одного вида SiC и фиксированного контртела (чаще всего – для пары «карбид кремния–карбид кремния» или «карбид кремния–сталь»). Систематические сравнительные испытания свободно спеченного (СС) SiC и РС SiC в идентичных условиях сухого трения с материалами разного типа (полимеры, стали, бронзы и др.) практически отсутствуют. Таким образом, актуальность данной работы обусловлена такими факторами, как технологическая востребованность, недостаточная изученность влияния типа контртела и практическая значимость.

Цель работы – сравнение трибологических характеристик СС и РС SiC в условиях сухого трения в парах трения с материалами разного типа.

Материалы и методы

Для испытаний использованы карбидокремниевые материалы, полученные методами свободного и реакционного спекания, отличающиеся составом и структурой. Сущность метода свободного спекания заключается в высокотемпературной обработке предварительно спрессованной заготовки из ультрадисперсного порошка SiC

и небольшого количества спекающих добавок [10]. Образцы РС SiC получают путем пропитки пористой углеродкарбидокремниевой заготовки жидким кремнием при высокой температуре с последующим химическим синтезом фазы карбида кремния в структуре материала [17]. Регулируя соотношение графита и кремния, можно получить карбидокремниевый материал с включениями графита. Для триботехнических испытаний использовали РС SiC следующего состава, %: 15 – графит, 15 – Si, 70 – SiC.

Для исследований выбраны политетрафторэтилен (ПТФЭ) марки Д-4 и полиамид марки ПА-6, применяемые в большинстве узлов трения. Основным самосмазывающимся материалом в узлах трения является графит. Для испытаний использовали графит марки МПГ-7, обладающий хорошей конструкционной прочностью, и графитонаполненный полиамид марки ПА-6МГ [21].

Триботехнические испытания проводили на трибометре возвратно-поступательного движения по схеме «палец–плоскость». Образцы карбида кремния изготавливали в виде плоскопараллельной призмы, закрепляли на подвижной каретке трибометра, совершающей возвратно-поступательные движения с амплитудой 15 мм. Ответное контртело, представляющее собой штифт диаметром 6,35 мм, закрепляли на неподвижном двухосном датчике силы. Каждое испытание проводили по новому треку подготовленной поверхности карбида кремния [21, 22].

Нагрузку при испытаниях изменяли в диапазоне от 1 до 20 Н. Испытания проведены при скольжении на малых скоростях для выявления действия сил трения страгивания (трение покоя). Скорость скольжения варьировали в диапазоне от 0,001 до 0,005 м/с с шагом 0,001 м/с, в диапазоне от 0,01 до 0,02 м/с – с шагом 0,005 м/с.

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

Результаты и обсуждение

Пары трения карбида кремния с фторопластом представляют большой интерес для создания высокоэффективных, надежных и ответственных узлов трения. На рис. 1 приведены зависимости коэффициентов трения от нагрузки при различных скоростях скольжения для СС и РС SiC в паре с ПТФЭ.

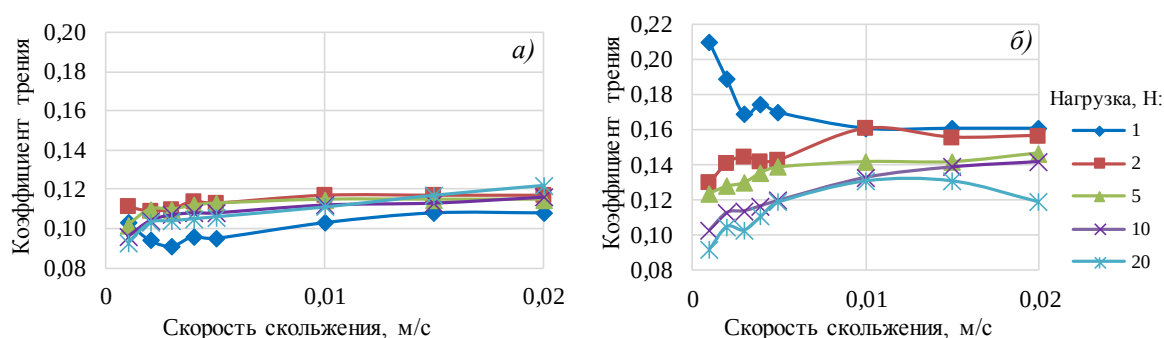


Рис. 1. Влияние скорости скольжения и нагрузки на средний коэффициент трения для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с политетрафторэтиленом марки Д-4

Для пары трения ПТФЭ с СС SiC отмечен низкий коэффициент трения ($f = 0,091\text{--}0,122$). Коэффициент трения характеризуется стабильностью значений и незначительно увеличивается с повышением скорости скольжения и нагрузки на контакт, что свидетельствует о едином механизме трения во всем исследованном диапазоне

режимов трения. Это согласуется с данными работы [23], где для систем SiC/ПТФЭ значения f находятся в диапазоне от 0,05 до 0,16.

Для пары трения с РС SiC коэффициент трения имеет значительно больший разброс значений ($f = 0,091\text{--}0,210$), что указывает на нестабильность процесса трения. При низких нагрузках и скоростях скольжения коэффициент трения достигает величины 0,2. С увеличением скорости скольжения и нагрузки на контакт величина f снижается до типичных значений для ПТФЭ ($f = 0,092\text{--}0,130$). Такое поведение коэффициента трения можно объяснить неоднородностью структуры РС SiC. При низких нагрузках и скоростях скольжения велика адгезионная составляющая неоднородной поверхности и необходимы большие усилия на их преодоление. С увеличением нагрузки на контакт и скорости наблюдается межслойное скольжение ПТФЭ как твердой смазки [24]. Полученные результаты хорошо коррелируют с результатами более ранних исследований, где коэффициент трения пар трения с РС SiC варьируется от 0,15 до 0,80, что объясняется влиянием адгезионных процессов на поверхности контакта [25]. Близкие значения f для пар трения с ПТФЭ свидетельствуют о едином механизме взаимодействия трущихся поверхностей, что определяется в основном физико-механическими свойствами фторопласта.

На рис. 2 приведены результаты износа пар трения СС и РС SiC с ПТФЭ. Учитывая высокую твердость карбида кремния, можно принять, что полученные результаты износа относятся к ПТФЭ.

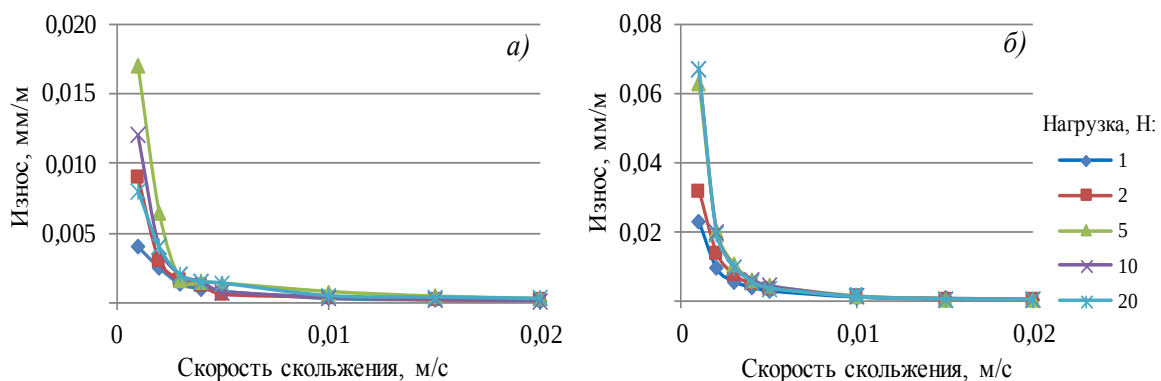


Рис. 2. Влияние скорости скольжения и нагрузки на износ для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с политетрафторэтиленом марки Д-4

Выявлен общий характер изменения износа пар трения для обоих видов карбида кремния. При низких скоростях и нагрузках износ имеет значительную величину. С увеличением скорости скольжения износ резко снижается во всем диапазоне нагрузок и начиная со скорости $>0,005$ м/с достигает практически минимального постоянного значения, изменяясь в дальнейшем уже незначительно. При низких скоростях скольжения увеличение нагрузки на контакт также приводит к снижению износа. Такое поведение можно объяснить отсутствием формирования твердосмазочного слоя и затруднительной приработкой при низких скоростях скольжения. В условиях низких скоростей скольжения проявляются эффекты страгивания, сопряженные с повышенным износом. Из данных, представленных на рис. 2, следует, что износ для РС SiC в условиях низких скоростей и нагрузок заметно больше по сравнению с СС SiC. Однако для максимальных режимов испытаний (скорость скольжения 0,02 м/с, нагрузка 20 Н) величины износа для обоих видов SiC выравниваются.

Фторопласт ПТФЭ обладает одним из самых низких коэффициентов трения, но его износостойкость более низкая по сравнению с SiC, имеющего высокую твердость

(~29 ГПа [11]). При трении о твердую поверхность SiC сам полимер подвергается интенсивной механической деструкции. Высокая твердость и однородность СС SiC способствуют более эффективной ориентации макромолекул ПТФЭ в приповерхностном слое, формируя высокоупорядоченную структуру с минимальным износом. Неоднородная микроструктура РС SiC, напротив, могла инициировать образование очагов разрушения в ПТФЭ, что привело к увеличению износа и нестабильности трения.

Таким образом, СС SiC является более предпочтительным контртелом для пары с ПТФЭ при работе в условиях низких скоростей и в диапазоне нагрузок 1–20 Н. Он обеспечивает в 1,5–2 раза более низкий и стабильный коэффициент трения, а также значительно меньший износ по сравнению с РС аналогом. Эта особенность СС SiC обусловлена более совершенной микроструктурой, которая способствует формированию защитной переносной пленки из полимера, предотвращающей прямое взаимодействие и разрушение материалов.

На рис. 3 представлены зависимости коэффициента трения СС и РС SiC в паре с нейлоном ПА-6 от скорости скольжения и нагрузки на контакт трения. Испытания показали, что для СС SiC коэффициент трения более стабилен и варьируется в диапазоне 0,143–0,234, тогда как для РС SiC этот диапазон шире (0,124–0,320). Начальное значение коэффициента трения для РС SiC меньше, чем для СС SiC, что может быть связано с отличиями в микроструктуре поверхности карбидного материала, например с наличием свободной фазы кремния и графита у РС SiC.

Однако с увеличением скорости оба материала демонстрируют общую тенденцию к незначительному повышению коэффициента трения, при этом для РС SiC разброс значений значительно больше.

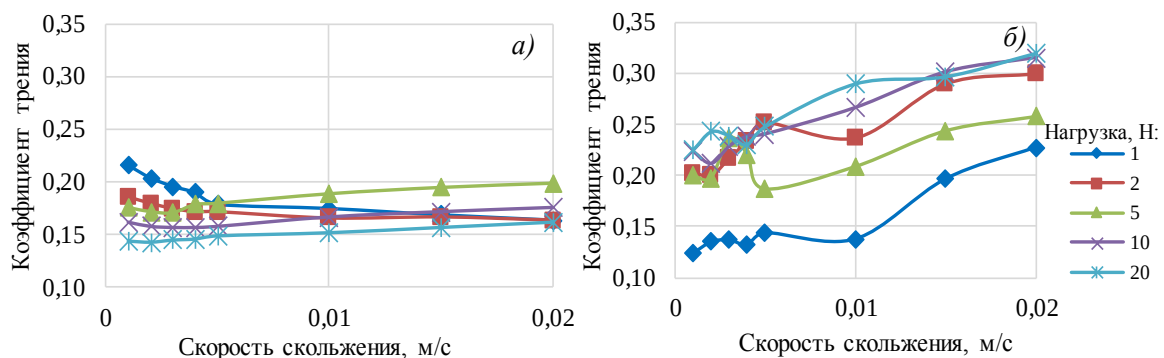


Рис. 3. Влияние скорости скольжения и нагрузки на средний коэффициент трения для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с полиамидом марки ПА-6

Стабильно малый разброс значений коэффициента трения и минимальный износ свидетельствуют о том, что на поверхности СС SiC формируется равномерная, сплошная и высокоадгезионная переносная пленка из полиамида ПА-6. Это согласуется с данными научно-технической литературы, в соответствии с которыми спеченная керамика демонстрирует способность образовывать стабильные переносные пленки, особенно с композитами на основе полиамида ПА-6 [26–28]. Способность к формированию такой пленки приводит к тому, что дальнейшее трение происходит в слое полимера, а не на границе «полимер–керамика», что кардинально снижает как трение, так и износ. Более высокий и непостоянный коэффициент трения РС SiC указывает на нестабильность или отсутствие сплошной переносной пленки на его поверхности.

Выявлен однотипный характер зависимости износа от скорости скольжения независимо от нагрузки для пар трения с СС и РС SiC (рис. 4). Пара трения с РС материалом отличается практически на порядок большей величиной износа во всем диапазоне скоростей и нагрузок.

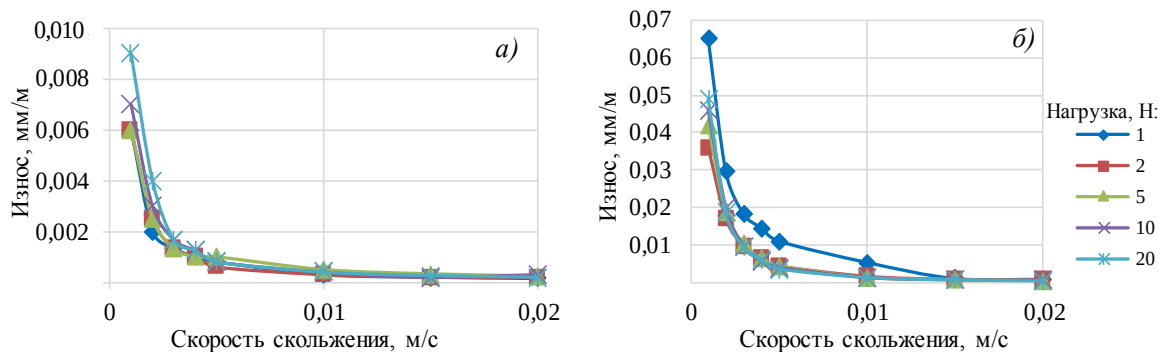


Рис. 4. Влияние скорости скольжения и нагрузки на износ для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с полиамидом марки ПА-6

Однородная структура СС SiC способствует формированию адгезионной пленки полимера ПА-6 на поверхности контакта трения с SiC, в дальнейшем выполняющей функцию твердой смазки. Высокая твердость керамики и, возможно, особенности разнородной микроструктуры РС SiC приводят к интенсивному абразивному износу полимера и затруднению образования адгезионной пленки, что проявляется в виде высокого износа.

При низких нагрузках и скоростях скольжения в паре трения нейлона с карбидом кремния адгезионная пленка формируется затруднительно, в результате чего наблюдается повышенный износ. В случае достаточной нагрузки на контакт трения и скорости скольжения для образования твердосмазочной полимерной пленки износ резко снижается и достигает стабильной величины.

Испытания с графитонаполненным нейлоном марки ПА-6МГ показали существенное увеличение коэффициента трения для обоих типов карбида кремния по сравнению с полиамидом ПА-6, что является неожиданным результатом (рис. 5). Вместо снижения силы трения за счет присутствия твердой смазки (графита) коэффициент трения увеличился в 1,4–1,7 раза.

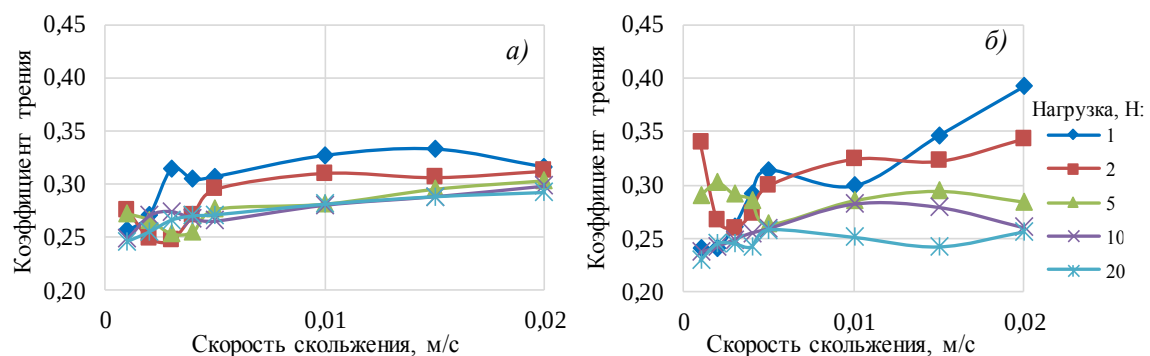


Рис. 5. Влияние скорости скольжения и нагрузки на средний коэффициент трения для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с графитонаполненным полиамидом марки ПА-6МГ

Поведение пар трения SiC с полиамидами ПА-6МГ и ПА-6 аналогично. Пара трения с СС SiC демонстрирует стабильные значения коэффициента трения во всем диапазоне исследованных скоростей скольжения и нагрузок в отличие от РС SiC.

Износ пары трения с графитонаполненным полиамидом ПА-6МГ меньше, чем для чистого нейлона ПА-6 (рис. 6). Следует отметить, что в паре трения с РС SiC износ немного меньше по сравнению с СС SiC. По-видимому, графит увеличивает жесткость нейлона, что приводит к увеличению коэффициента трения, но в то же время улучшает износостойкость.

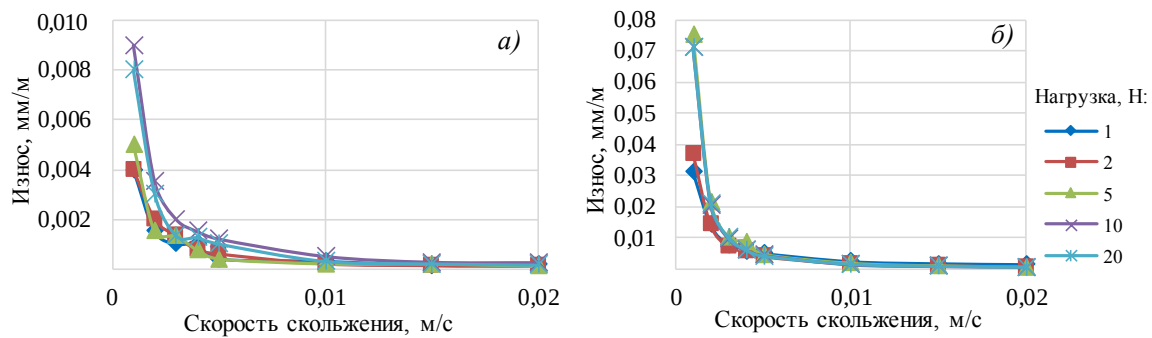


Рис. 6. Влияние скорости скольжения и нагрузки на износ для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с графитонаполненным полиамидом марки ПА-6МГ

При повышении скорости возрастает температура в зоне контакта. Это приводит к переходу в высокоэластическое состояние полиамида ПА-6МГ, что позволяет переносной пленке лучше подстраиваться под микрорельеф поверхности и «залечивать» дефекты. Присутствующий графит, вероятно, способствует формированию стабильной композиционной фрикционной пленки. В итоге снижается прочность адгезионных связей, трение переходит в менее энергоемкий режим, резко сокращается износ и значение коэффициента трения стабилизируется на новом уровне [29].

В данных парах трения действие графитового наполнителя носит двойственный и отчасти негативный характер. В паре трения с полиамидом ПА-6 основное значение имеет формирование переносной пленки из полимера. Графит обладает слоистой структурой с низкой энергией сдвига между слоями [30, 31]. Графит «соревнуется» с полиамидом ПА-6 за адгезию к более твердой керамической поверхности. Рыхлая структура РС SiC, по-видимому, не способствует формированию стабильной несущей способности переносной пленки из полиамида. Графит, выступая в качестве разделителя, еще сильнее дестабилизирует этот процесс.

Анализ результатов, полученных при трении керамики на основе SiC с графитом МПГ-7, выявляет значимые отличия от поведения пар трения с полимерными контртелами (рис. 7).

Коэффициент трения для СС SiC с увеличением скорости скольжения и нагрузки линейно повышается во всем исследованном интервале, не достигая стабильного значения (рис. 7, а). Исключением являются самые низкие значения скорости скольжения (0,001–0,015 м/с) и нагрузки (1 Н), при которых наблюдаются повышенные значения f . При этих режимах, по-видимому, недостаточно усилий для активации межплоскостного скольжения графита, а также велико влияние сил страгивания.

В случае с РС SiC наблюдается практически стабильное значение коэффициента трения (рис. 7, б), что свидетельствует о едином механизме трения для всего исследованного диапазона скоростей и нагрузок.

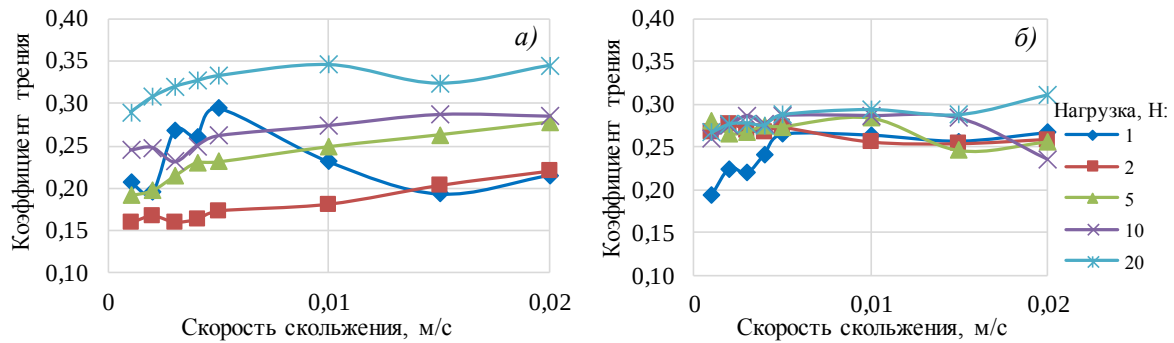


Рис. 7. Влияние скорости скольжения и нагрузки на средний коэффициент трения для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с графитом марки МПГ-7

Значительный разброс значений коэффициента трения для СС SiC, особенно при низких скоростях, указывает на нестабильный, переходный режим трения (так называемый running-in). Пара трения с РС SiC обладает большей предрасположенностью к образованию граничного слоя при малых скоростях. Важно отметить, что меньший разброс значений свидетельствует о более раннем выходе процесса на стабильный режим.

Для пары трения с графитом наблюдается зависимость износа от скорости скольжения и нагрузки, характерная для пар трения с полимерными материалами (рис. 8). Резкое уменьшение износа с увеличением скорости и нагрузки свидетельствует о типичных механизмах трения, связанных с преодолением режимов трения страгивания и формированием твердосмазочной пленки, разделяющей трущиеся поверхности. Графит МПГ-7 – это мелкозернистый высокоплотный материал с многослойной кристаллической решеткой, который действует как твердая смазка: частицы углерода легко отслаиваются, создавая защитную пленку [32].

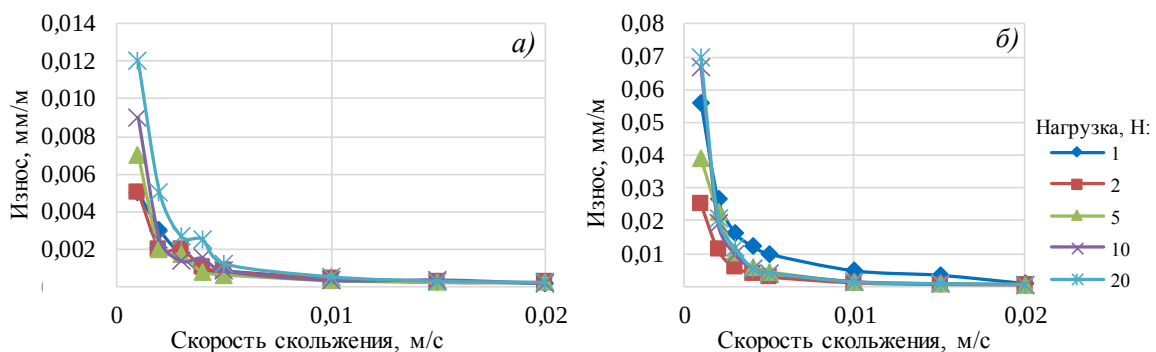


Рис. 8. Влияние скорости скольжения и нагрузки на износ для пары трения свободно спеченного (а) и реакционно-спеченного (б) карбида кремния с графитом марки МПГ-7

При трении SiC и графита МПГ-7 достигается равновесие между процессами образования и разрушения фрикционной пленки. Ее формирование подтверждается резким снижением износа, уменьшением разброса коэффициента трения и его стабилизацией на более высоком уровне, характерном для режима трения «графит по графиту». Лучшая совместимость РС SiC с графитом обусловлена его гетерогенной микроструктурой (наличие свободного кремния и углерода) [33, 34]. По-видимому, твердосмазочная адгезионная пленка графита предпочтительнее формируется на кремнии и углероде в отличие от карбида кремния, что также подтверждается меньшим износом пары трения с РС SiC.

Заключения

Проведенные трибологические испытания двух типов керамики в паре с полимерными и углеродными материалами (ПТФЭ, полиамиды ПА-6 и ПА-6МГ, графит МПГ-7) позволили установить ключевые закономерности трения, определяющие выбор карбидокремниевых материалов для конкретной пары трения и условий эксплуатации.

Испытания при низких скоростях скольжения и нагрузках на контакт трения выявили единую закономерность – высокий износ. Такое поведение объясняется действием сил страгивания и недостаточными условиями формирования твердосмазочной пленки. Как только преодолевается барьер механики трения по формированию твердосмазочной пленки на поверхности, наблюдаются резкое снижение общего износа и стабилизация коэффициента трения.

Основное различие между СС и РС SiC заключается в их способности формировать стабильную твердосмазочную пленку на поверхности трения. Обладая плотной однородной микроструктурой и высокой твердостью, СС SiC обеспечивает равномерную адгезию полимерных материалов уже при минимальных скоростях скольжения и нагрузках на контакт. Это проявляется в устойчиво низком и воспроизводимом коэффициенте трения и минимальном износе. Пары трения СС SiC с полимерами можно считать антифрикционными – они эффективно работают в узлах трения, где требуются долговечность и стабильность момента сопротивления.

Напротив, РС SiC демонстрирует высокую вариабельность трибологических характеристик в паре трения с полимерами при малых скоростях и нагрузках. Его гетерогенная структура препятствует раннему формированию сплошной твердосмазочной пленки из полимера. Однако после превышения пороговых значений скорости и нагрузки износ резко снижается, а трение стабилизируется. Следует отметить, что пары трения РС SiC с графитонаполненным полиамидом ПА-6МГ и графитом МПГ-7 имеют преимущество по величине износа. Графитовая твердосмазочная пленка на поверхности трения РС SiC гораздо устойчивее, чем на СС SiC. Триботехнические характеристики пары трения РС SiC с полиамидом ПА-6МГ занимают промежуточное положение: коэффициент трения для РС SiC больше, чем для СС SiC, а износ меньше. В парах трения с графитосодержащими материалами РС SiC имеет преимущество перед СС SiC. Такие пары трения отличаются высокой несущей способностью и возможностью работать при повышенных температурах. Следует отметить, что для пары с полиамидом ПА-6МГ коэффициент трения увеличился по сравнению с полиамидом ПА-6, поэтому также предпочтительнее для графитонаполненного полиамида применять СС SiC.

В реальных узлах трения карбидокремниевая керамика часто взаимодействует с металлическими и твердосплавными элементами. Во второй части статьи будут приведены результаты испытаний тех же образцов СС и РС SiC в парах с конструкционными сталями, бронзами, чугуном и твердым сплавом в условиях сухого трения при низких скоростях. Анализ этих данных позволит завершить сравнительную оценку и дать практические рекомендации по применению пар трения «керамика–металл», где механизмы износа принципиально отличаются от пар трения «керамика–полимер».

Список источников

1. Yehia A. Ceramic SiC B₄C/TiC/C composites as plasma-facing components for fusion reactors // Journal of Nuclear Materials. 1996. Vol. 237. Part B. P. 1230–1234.
2. Якимов А.В. Методика трибологических исследований быстроходных упорных подшипников из SiSiC // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2023. № 6. С. 67–73.
3. Андриевский Р.А., Ланин А.Г., Рымкевич Г.А. Материаловедение карбида кремния. Минск: Наука и техника, 1975. 184 с.

4. Naslain R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview // *Journal Composites Science and Technology*. 2004. Vol. 64 (2). P. 155–170.
5. Житнюк С.В. Керамика на основе карбида кремния, модифицированная добавками эвтектического состава: дис. ... канд. техн. наук. М., 2015. 150 с.
6. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // *Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002*. М.: МИСИС–ВИАМ, 2002. С. 23–47.
7. Гаршин А.П., Нилов А.С., Галинская О.О., Краснов В.И. Перспективы развития и пути совершенствования авиационных тормозных систем на базе керамоматричных композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 104–121. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-104-121.
8. Гаршин А.П., Шумячер В.М., Пушкарев О.И. Новые конструкционные материалы на основе карбида кремния: учеб. пособие для вузов, 2-е изд., испр. и доп. М.: Юрайт, 2023. 183 с.
9. Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы. М.: Металлургия, 1977. 216 с.
10. Andrew J. Hot-Pressed SiC (HPSC). *Silicon Carbide Ceramics: Structure, Properties, and Manufacturing*. Amsterdam: Elsevier, 2023. P. 215–250.
11. Grasso S., Kim Y.W., Sakka Y. Additive-free hot-pressed silicon carbide ceramics – A material with exceptional mechanical properties // *Journal of the European Ceramic Society*. 2015. Vol. 35 (13). P. 3463–3470.
12. Ивженко В.В., Кайдаш О.Н., Сарнавская Г.Ф. и др. Получение и свойства горячепрессованных материалов на основе карбида кремния с добавками карбидов бора и титана // *Сверхтвердые материалы*. 2016. № 5. С. 25–34.
13. Sharma S.K., Manoj Kumar B.V., Kim Y.W. Room and high temperature reciprocated sliding wear behavior of SiC–WC composites // *Journal Ceramics International*. 2017. Vol. 43 (18). P. 16827–16834.
14. Manoj Kumar B.V., Kim Y.W., Lim D.S., Seo W.S. Influence of small amount of sintering additives on unlubricated sliding wear properties of SiC ceramics // *Journal Ceramics International*. 2011. Vol. 37 (8). P. 3599–3608.
15. Guicciardi S., Sciti D., Melandri C., Pezzotti G. Dry sliding wear behavior of nano-sized SiC pins against SiC and Si₃N₄ discs // *Journal of the European Ceramic Society*. 2007. Vol. 27 (2-3). P. 827–832.
16. Воронов В.А., Чайникова А.С., Лебедева Ю.Е., Житнюк С.В. Получение, физико-механические и триботехнические свойства горячепрессованного углерод-керамического композиционного материала на основе карбида кремния // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). С. 74–84. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-74-84.
17. Гаршин А.П., Чулкин С.Г. Реакционноспеченные карбидокремниевые материалы конструкционного назначения: физико-механические и триботехнические свойства / под ред. А.П. Гаршина. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2006. 83 с.
18. Викулин В.В., Мухин А.Н., Курбаткина Е.И., Заклякова О.В. Возможность получения керамики на основе реакционно-связанного нитрида кремния с регулируемой твердостью и высокими теплопрочностными характеристиками // *Труды ВИАМ*. 2026. № 1 (155). С. 124–135. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-124-135.
19. Li F., Zhu S.Y., Cheng J. et al. Tribological properties of Mo and CaF₂ added SiC matrix composites at elevated temperatures // *Journal Tribology International*. 2017. Vol. 111. P. 46–51.
20. Lu Z.L., Zhou Y.X., Zhang M., Huang Q.W. Dry Friction Behaviour of Reaction-Bonded Silicon Carbide at High Temperature // *Journal Key Engineering Materials*. 2007. Vol. 336–338. P. 2472–2474.
21. Севостьянов Н.В., Бурковская Н.П., Медведев П.Н., Буданова Е.С. Коэффициент трения при низких скоростях скольжения монокристаллического оксида алюминия в паре с металлическими и полимерными материалами // *Трение и износ*. 2024. Т. 45. № 2. С. 141–150. DOI: 10.32864/0202-4977-2024-45-2-141-150.

22. Севостьянов Н.В., Буданова Е.С. Закономерности трения графита и нитрида бора с материалами разных типов в условиях низких скоростей // Труды ВИАМ. 2024. № 5 (135). С. 61–70. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-61-70.
23. Суй Ц., Морозов Д.В., Никитин А.В. Фрикционные свойства и применение композитов из политетрафторэтилена // Трение и износ. 2006. Т. 27. № 4. С. 388–395.
24. Современная трибология: итоги и перспективы / отв. ред. К.В. Фролов. Изд. стереотип. М.: Изд-во ЛКИ, 2014. 480 с.
25. Kim H.K., Kim I.S., Lee B.H. Friction Coefficient and Microstructure of Reaction-Bonded Silicon Carbide According to Sliding Conditions // Journal of the Korean Ceramic Society. 1995. Vol. 32 (7). P. 825–831.
26. Sathees Kumar K.S., Vishnu Vardhan V.T., Sridhar Babu B.B. et al. Dataset on tribological, characterization and thermal properties of Silicon carbide reinforced polyamide composites for industrial applications // Data in Brief. 2020. Vol. 30. P. 105497.
27. Qian M.B., Song P.A., Qian M.B. et al. Mechanically robust and abrasion-resistant polymer nanocomposites for potential applications as advanced clearance joints // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2019. Vol. 126. P. 105607. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105607.
28. Saeidi M., Bani Mostafa Arab N., Nakhaei M.R., Naderi G. Investigating the effect of adding silicon carbide nanoparticles on tribological properties of PA6/NBR // Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2025. Vol. 12 (1). P. 29–39.
29. Бельский С.Е., Черкасов М.А., Давыденко А.В. Триботехнические характеристики композитов на основе полиамида 6 с добавками дисульфида молибдена и графита // Трение и износ. 2014. Т. 35. № 3. С. 259–266. DOI: 10.3103/S1068366614030042.
30. Inagaki M. Carbon materials science and engineering: from fundamentals to applications. Qing Years University Publishing Co., Ltd, 2006. 542 p.
31. Pierson H.O. Handbook of carbon, graphite, diamonds and fullerenes: processing, properties and applications. William Andrew, 2012. 417 p.
32. Болсуновская Т.А., Ефимочкин И.Ю., Севостьянов Н.В., Бурковская Н.П. Влияние марки графита в качестве твердой смазки на триботехнические свойства металлического композиционного материала // Труды ВИАМ. 2018. № 7 (67). С. 69–77. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-69-77.
33. Островский В.С., Виргильев Ю.С., Костиков В.И., Шипиков Н.Н. Искусственный графит. М.: Металлургия, 1986. 272 с.
34. Гращенко А.С., Кукушкин С.А., Осипов А.В., Редьков А.В. Механические свойства композитного покрытия SiC на графите, полученного методом замещения атомов // Письма в журнал технической физики. 2021. Т. 47 (20). С. 7–10.

References

1. Yehia A. Ceramic SiC B₄C/TiC/C composites as plasma-facing components for fusion reactors. *Journal of Nuclear Materials*, 1996, vol. 237, part B, pp. 1230–1234.
2. Yakimov A.V. Methodology for tribological testing of high-speed SiSiC thrust bearings. *Problemy mashinostroyeniya i nadezhnosti mashin*, 2023, no. 6, pp. 67–73.
3. Andrievsky R.A., Lanin A.G., Rymkevich G.A. *Materials Science of Silicon Carbide*. Minsk: Nauka i Tekhnika, 1975, 184 p.
4. Naslain R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview. *Journal Composites Science and Technology*, 2004, vol. 64 (2), pp. 155–170.
5. Zhitnyuk S.V. *Silicon carbide-based ceramics modified with eutectic composition additives*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2015, 150 p.
6. Kablov E.N. Aviation Materials Science in the 21st Century: Prospects and Challenges. *Aviation Materials. Selected Works of VIAM 1932–2002*. Moscow: MISiS–VIAM, 2002, pp. 23–47.
7. Garshin A.P., Nilov A.S., Galinskaya O.O., Krasnov V.I. Prospects for development and ways to improve aircraft braking systems on the base ceramic matrix composite materials (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 104–121. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-104-121.

8. Garshin A.P., Shumyacher V.M., Pushkarev O.I. *New Structural Materials Based on Silicon Carbide: A Textbook for Higher Education Institutions*, 2nd ed., rev. and add. Moscow: Yurayt, 2023, 183 p.
9. Gnesin G.G. *Silicon Carbide Materials*. Moscow: Metallurgiya, 1977, 216 p.
10. Andrew J. *Hot-Pressed SiC (HPSC). Silicon Carbide Ceramics: Structure, Properties, and Manufacturing*. Amsterdam: Elsevier, 2023, pp. 215–250.
11. Grasso S., Kim Y.W., Sakka Y. Additive-free hot-pressed silicon carbide ceramics – A material with exceptional mechanical properties. *Journal of the European Ceramic Society*, 2015, vol. 35 (13), pp. 3463–3470.
12. Ivzhenko V.V., Kaidash O.N., Sarnavskaya G.F. et al. Preparation and properties of hot-pressed silicon carbide-based materials with boron and titanium carbide additives. *Sverkhtverdye materialy*, 2016, no. 5, pp. 25–34.
13. Sharma S.K., Manoj Kumar B.V., Kim Y.W. Room and high temperature reciprocated sliding wear behavior of SiC–WC composites. *Journal Ceramics International*, 2017, vol. 43 (18), pp. 16827–16834.
14. Manoj Kumar B.V., Kim Y.W., Lim D.S., Seo W.S. Influence of small amount of sintering additives on unlubricated sliding wear properties of SiC ceramics. *Journal Ceramics International*, 2011, vol. 37 (8), pp. 3599–3608.
15. Guicciardi S., Sciti D., Melandri C., Pezzotti G. Dry sliding wear behavior of nano-sized SiC pins against SiC and Si₃N₄ discs. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, vol. 27 (2-3), pp. 827–832.
16. Voronov V.A., Chainikova A.S., Lebedeva Yu.E., Zhitnyuk S.V. Production, physico-mechanical and tribotechnical properties of hot-pressed carbon-ceramic composite material on the basis of silicon carbide. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 74–84. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-74-84.
17. Garshin A.P., Chulkin S.G. *Reaction-Sintered Silicon Carbide Materials for Structural Applications: Physicomechanical and Tribological Properties*. Ed. A.P. Garshin. St. Petersburg: St. Petersburg Polytech. Univ. Publ., 2006, 83 p.
18. Vikulin V.V., Mukhin A.N., Kurbatkina E.I., Zaklyakova O.V. Possibility of obtaining ceramics based on reaction-bound silicon nitride with adjustable hardness and high heat strength characteristics. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 134–151. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-124-135.
19. Li F., Zhu S.Y., Cheng J. et al. Tribological properties of Mo and CaF₂ added SiC matrix composites at elevated temperatures. *Journal Tribology International*, 2017, vol. 111, pp. 46–51.
20. Lu Z.L., Zhou Y.X., Zhang M., Huang Q.W. Dry Friction Behaviour of Reaction-Bonded Silicon Carbide at High Temperature. *Journal Key Engineering Materials*, 2007, vol. 336–338, pp. 2472–2474.
21. Sevostyanov N.V., Burkovskaya N.P., Medvedev P.N., Budanova E.S. Friction coefficient of single-crystal aluminum oxide sliding against metallic and polymeric materials at low sliding speeds. *Trenie i iznos*, 2024, vol. 45, no. 2, pp. 141–150. DOI: 10.32864/0202-4977-2024-45-2-141-150.
22. Sevostyanov N.V., Budanova E.S. Patterns of friction of graphite and boron nitride with materials of different types at low speeds. *Trudy VIAM*, 2024, no. 5 (135), pp. 61–70. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 07, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-61-70.
23. Xu S., Morozov D.V., Nikitin A.V. Frictional properties and application of polytetrafluoroethylene composites. *Trenie i iznos*, 2006, vol. 27, no. 4, pp. 388–395.
24. *Modern Tribology: Results and Prospects*. Ed. K.V. Frolov. Reprint ed. Moscow: LKI Publ. House, 2014, 480 p.
25. Kim H.K., Kim I.S., Lee B.H. Friction Coefficient and Microstructure of Reaction-Bonded Silicon Carbide According to Sliding Conditions. *Journal of the Korean Ceramic Society*, 1995, vol. 32 (7), pp. 825–831.
26. Sathees Kumar K.S., Vishnu Vardhan V.T., Sridhar Babu B.B. et al. Dataset on tribological, characterization and thermal properties of Silicon carbide reinforced polyamide composites for industrial applications. *Data in Brief*, 2020, vol. 30, p. 105497.

27. Qian M.B., Song P.A., Qian M.B. et al. Mechanically robust and abrasion-resistant polymer nanocomposites for potential applications as advanced clearance joints. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2019, vol. 126, p. 105607. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105607.
28. Saeidi M., Bani Mostafa Arab N., Nakhaei M.R., Naderi G. Investigating the effect of adding silicon carbide nanoparticles on tribological properties of PA6/NBR. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*, 2025, vol. 12 (1), pp. 29–39.
29. Belsky S.E., Cherkasov M.A., Davydenko A.V. Tribological characteristics of polyamide 6-based composites with molybdenum disulfide and graphite additives. *Trenie i iznos*, 2014, vol. 35, no. 3, pp. 259–266. DOI: 10.3103/S1068366614030042.
30. Inagaki M. *Carbon materials science and engineering: from fundamentals to applications*. Qing Years University Publishing Co., Ltd, 2006, 542 p.
31. Pierson H.O. *Handbook of carbon, graphite, diamonds and fullerenes: processing, properties and applications*. William Andrew, 2012, 417 p.
32. Bolsunovskaya T.A., Efimochkin I.Yu., Sevostyanov N.V., Burkovskaya N.P. The graphite grades lubrication effect on tribotechnical properties of the metallic composite material. *Trudy VIAM*, 2018, no. 7 (67), pp. 69–77. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-69-77.
33. Ostrovsky V.S., Virgiliev Yu.S., Kostikov V.I., Shipikov N.N. *Artificial graphite*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 272 p.
34. Grashchenko A.S., Kukushkin S.A., Osipov A.V., Redkov A.V. Mechanical properties of a SiC composite coating on graphite obtained by the atomic substitution method. *Pisma v zhurnal tekhnicheskoy fiziki*, 2021, vol. 47 (20), pp. 7–10.

Информация об авторах

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

Пастух Екатерина Сергеевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сорокин Олег Юрьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

Ekaterina S. Pastukh, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg Yu. Sorokin, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 23.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.07.2026.
The article was submitted 23.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 13.07.2026.

Научная статья

УДК 620.184.6

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-261-275

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ФРАКТОГРАФИИ ПРИ РАЗРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ И УСТАНОВЛЕНИИ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ*Л.В. Морозова¹, С.А. Наприенко¹, В.Б. Григоренко²*

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

²Производственный Комплекс «Салют» Акционерного Общества «Объединенная двигателестроительная корпорация», Москва, Россия; info@uecrus.com

Аннотация. Рассмотрены области применения фрактографического анализа, его возможности при разработке новых материалов, выборе химического состава, обработке технологии производства. Показаны возможности модификации фрактографических методов для разработки новых материалов и преимущества перед другими методами при установлении причин разрушения деталей и механизмов. Представлены фрактографические методы, используемые для оценки металлургического качества сплава, изучения закономерностей и механизмов процесса разрушения, уровня разрушающего усилия, а также выявления факторов, вызывающих ослабление материала на пути распространения магистральной трещины.

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

Для цитирования: Морозова Л.В., Наприенко С.А., Григоренко В.Б. Применение методов фрактографии при разработке материалов и установлении причин разрушения // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 261–275. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-261-275.

Scientific article

APPLICATION OF FRACTOGRAPHY METHODS IN THE DEVELOPMENT OF MATERIALS AND FAILURE ANALYSIS*L.V. Morozova¹, S.A. Naprienko¹, V.B. Grigorenko²*

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

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

Abstract. The study examines application areas of fractographic analysis, its capabilities in the development of new materials, the selection of chemical composition, and the development of production technology. It shows possibilities for modifying fractographic methods for new materials development and the advantages compared with other methods for assessing failure causes of parts and mechanisms. The study presents fractographic methods, applied for assessing quality of a metallurgical alloy, studying patterns and mechanisms of failure process, level of destructive force, and identifying factors that cause material weakening on the path of the main crack propagation.

Keywords: fractography, fractographic analysis, scanning electron microscopy, damage, fatigue fracture, fatigue crack, the surface of destruction

For citation: Morozova L.V., Naprienko S.A., Grigorenko V.B. Application of fractography methods in the development of materials and failure analysis. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 261–275. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-261-275.

Введение

В результате упругой и пластической деформации, которая сопровождается образованием и развитием трещин, а затем полным разрушением, нагружаемые детали и образцы разделяются на отдельные части с образованием поверхностей раздела, которые называются изломами. Исследование строения изломов называется фрактографией, а методы исследования – фрактографическими [1–3].

Фрактография является давно известным, актуальным и широко применяемым методом анализа, который может быть полезен как при разработке новых материалов, так и при установлении причин разрушения деталей и механизмов. Фрактография находит применение в самых разных областях и отраслях: авиастроение, машиностроение, строительство и любая отрасль, в которой может произойти разрушение и требуется установить его причины [4–6].

Задачи, решаемые методами фрактографии:

- анализ поверхностей разрушения (изломов) для выявления причин разрушения конструкционных материалов;
- исследование морфологии поверхностей изделий, в том числе для идентификации поверхностных дефектов и причин их появления;
- выявление и анализ внутренних дефектов материала;
- изучение структурных и фазовых составляющих конструкционных материалов для выявления влияния структурных особенностей на эксплуатационные и технологические свойства материалов.

Анализ строения изломов применяется как для оценки качества материала, так и для изучения закономерностей процесса разрушения, его механизма, кинетики, влияния структурных факторов и др., установления характера и причин эксплуатационных разрушений.

В строении излома находят четкое отражение стадии процесса разрушения, поэтому анализ строения изломов является практически единственным методом, с помощью которого можно получить сведения о процессе разрушения после его завершения.

Излом выявляет участки повышенного напряжения, зоны, где есть внутренние дефекты, наиболее неблагоприятно сочетаются условия нагружения и свойства материала, его способность к локальному разрушению. Вид излома определяется условиями нагружения (напряженным состоянием, скоростью и амплитудой нагружения, температурными условиями и средой, в которых работает конструкция) и микроструктурой металла (кристаллографическим строением, формируемым технологией его выплавки, обработки давлением и термообработки, наличием текстуры и анизотропии механических свойств) [7–9].

При изучении поверхности излома можно получить следующую информацию, относящуюся к процессу разрушения:

- оценка металлургического качества и структуры металла;
- закономерности и механизм процесса разрушения;
- уровень разрушающего усилия;
- степень деформации при разрушении;
- причины, вызывающие ослабление материала на пути распространения разрушения;
- характер и причины разрушения.

Материалы и методы

При фрактографическом анализе применяется как визуальный осмотр, позволяющий оценить картину разрушения в целом, так и исследования с помощью оптического стерео- и растрового электронного микроскопа, применяемые для более детального изучения излома.

Существует разделение на макро- и микрофрактографию. Макрофрактография – изучение изломов невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до $\times(30–100)$), которое позволяет оценить общее строение излома, определить характер и направление развития разрушения, выявить признаки усталости и коррозионного воздействия. Кроме того, можно обнаружить отличающиеся по строению зоны, крупные дефекты, наличие окисления или загрязнения как на поверхности разрушения, так и в прилегающих областях. Микрофрактография – изучение изломов при больших увеличениях, преимущественно с применением растрового электронного микроскопа. Этот метод позволяет исследовать микростроение излома более детально, изучить очаг разрушения, выявить микродефекты, оценить степень вязкости или хрупкости разрушения в микромасштабе, зафиксировать микропризнаки усталостного разрушения, воздействия коррозионно-активной среды, повышенной температуры и др. [10].

Растровые электронные микроскопы оснащаются детекторами, позволяющими выделить и проанализировать необходимый тип излучения, возникшего в процессе взаимодействия электронного зонда с образцом (рис. 1).

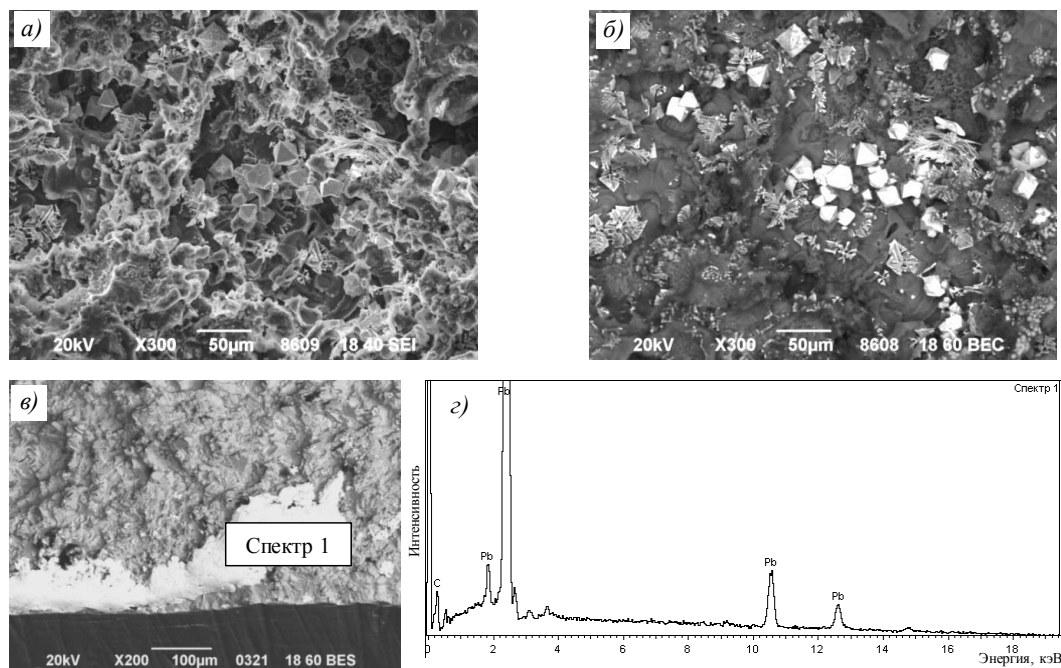


Рис. 1. Изображения поверхности излома, полученные с применением электронного микроскопа в режиме вторичных электронов (а), обратно отраженных электронов (б, в), и спектр характеристического рентгеновского излучения с выбранного участка (г)

Наиболее широко используемые при фрактографическом анализе типы сигналов, которые генерируются и детектируются в процессе работы растрового электронного микроскопа:

- вторичные электроны, генерируемые приповерхностными слоями. Обеспечивают максимальную в сравнении с другими сигналами разрешающую способность $\sim(5–10)$ нм (режим рельефа);
- отраженные электроны (режим контраста по среднему атомному номеру, а также режим рельефа);
- характеристическое рентгеновское излучение. Позволяет идентифицировать состав и качественно оценить наличие химических элементов и их соединений в изломе (электронно-зондовый микроанализ) [11].

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

Применение фрактографического анализа при разработке сплавов и отработке технологических процессов

Оценка различий в строении изломов может дать необходимую информацию о состоянии материала и помочь определиться с выбором режимов деформации, скоростей и режимов сварки или процессов лазерного сплавления.

Фрактографический анализ может быть полезен при выборе химического состава сплава, ведь даже незначительное изменение концентрации одного из элементов может оказывать заметное влияние на сопротивление разрушению и итоговое строение излома [12]. Так, при разработке нового алюминий-литиевого сплава методами фрактографии установлено, что добавки редкоземельных элементов по-разному влияют на вязкость разрушения. Например, добавки Sc привели к формированию более однородного излома с вязким ямочным рельефом, а добавление Се положительного эффекта не оказывает. При этом повышение содержания Li, Cu и Zn снижает общую пластичность сплава и приводит к формированию мелких, малопластичных ямок в изломе и появлению участков с разрушением по границам зерен (рис. 2).

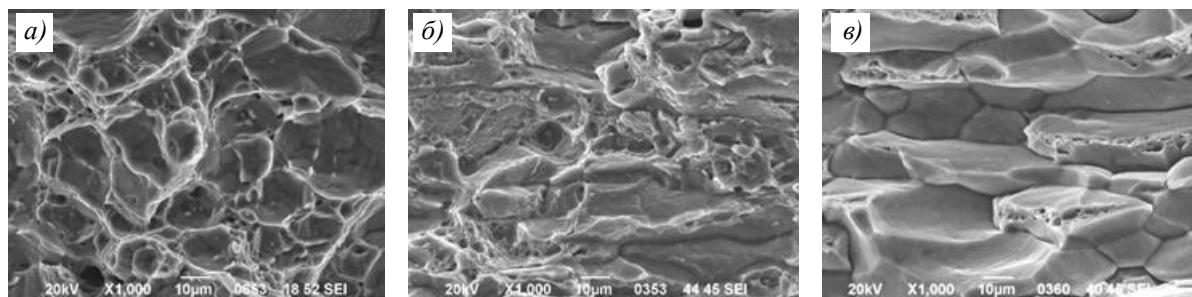


Рис. 2. Изменение строения излома алюминий-литиевого сплава в зависимости от изменения химического состава: *а* – вязкий ямочный рельеф при добавлении Sc; *б* – мелкоямочный рельеф при добавлении Се; *в* – границы зерен при увеличении содержания Li, Cu и Zn

Фрактографический анализ можно использовать при выборе режима термической обработки [13, 14]. Например, в жаропрочных никелевых сплавах отличие между разными ступенями режима термообработки может составлять всего 50–100 °С. При этом механические свойства с изменением температуры могут измениться незначительно, а в строении излома видно, что пластичность уже снизилась. Например, увеличилась доля мелкоямочного рельефа, появились участки с хрупкими фасетками или даже с разрушением по границам зерен (рис. 3).

Существует необходимость выявления дефектов, возникающих в процессе отработки параметров синтеза при лазерном сплавлении порошковых материалов, например при внедрении новых материалов или технологий [15, 16].

В материалах, полученных лазерным сплавлением, методами фрактографии легко выявляются типичные дефекты, такие как поры, участки с отсутствием сплавления, трещины, скопления скоагулировавших частиц и др. Например, применение оборотных порошков часто приводит к загрязнениям, внедрению в сплав гранул, отличных по составу от основного порошка (рис. 4).

Для оценки работоспособности, ресурса и несущей способности материала проводят проверку его механических свойств [17]. Испытания на растяжение, ударный

изгиб, длительную прочность и усталость информативны для оценки состояния материала, но фрактографический анализ позволяет сделать окончательный вывод о состоянии сплава и показать изменения, не выявляемые иными методами.

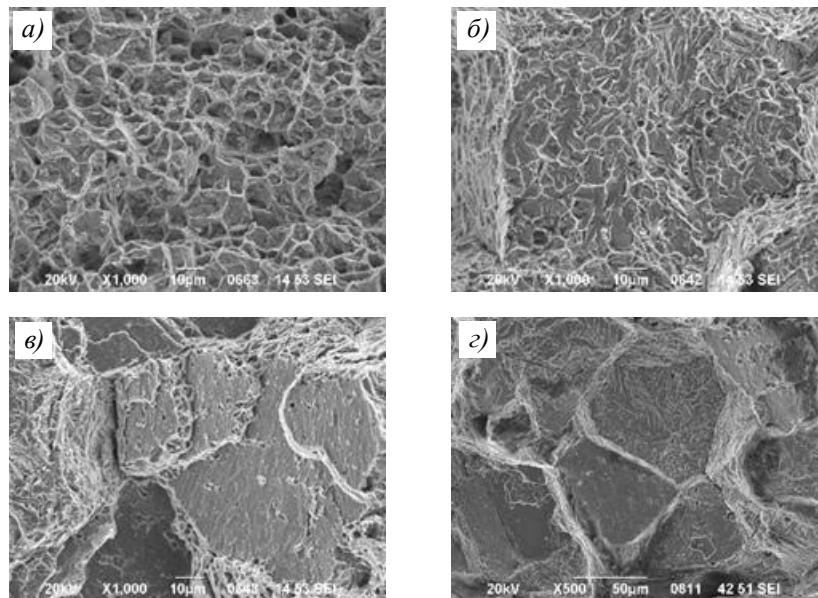


Рис. 3. Изменение строения излома при изменении режимов термообработки: *а* – вязкий ямочный рельеф; *б* – мелкоямочный рельеф; *в* – фасетки скола; *з* – границы зерен

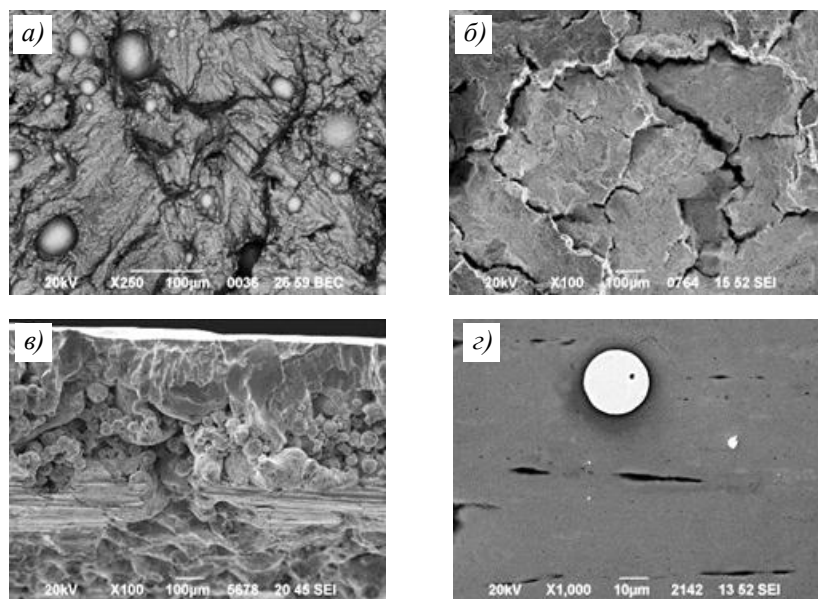


Рис. 4. Дефекты в сплавах, полученных методами селективного лазерного сплавления: *а* – поры; *б* – трещины; *в* – несплавление порошка; *з* – внедрение гранулы с другим составом

Например, фрактографический метод можно применить для оценки толщины альфированного слоя на титановых сплавах. При этом данный метод исследований может быть более чувствительным к наличию хрупкого поверхностного слоя с повышенным содержанием кислорода, чем микроструктурный анализ. Титановые сплавы при статическом нагружении разрушаются пластично с формированием мелкоямочного рельефа, а приповерхностные слои с повышенным содержанием кислорода – с формированием хрупких фасеток (рис. 5) [18].

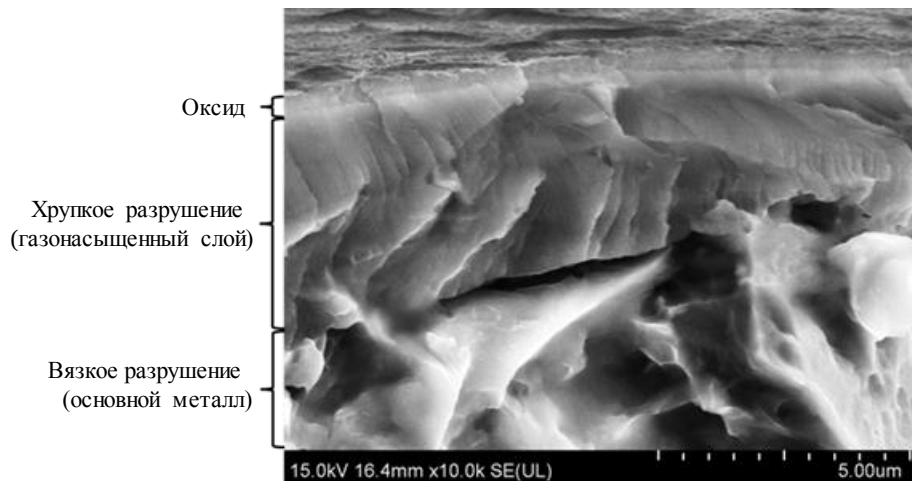


Рис. 5. Хрупкое разрушение газонасыщенного слоя вблизи поверхности титанового сплава BT20

Следует отметить, что, хотя фрактография изначально разрабатывалась как метод исследования изломов металлических материалов, основные подходы анализа модифицируются для неметаллических материалов. Напыление токопроводящего слоя позволяет исследовать полимерные композиционные материалы [19]. Например, вместо анализа границ зерен проводится анализ границ волокон, оцениваются прочность сцепления волокон с матрицей (адгезионная прочность), вязкость формирующегося ямочного рельефа, наличие дефектов как в изломе, так и на поверхности.

В полимерных композиционных материалах методами фрактографии можно оценить изменение характера разрушения при повышении температуры испытания. Ведь повышение температуры обычно приводит к уменьшению адгезионной прочности на границе «волокно–матрица» и увеличению пластичности полимерной матрицы, что вызывает характерные изменения морфологии поверхности излома (рис. 6). Можно также оценить влияние климатического воздействия, повышенных или циклических нагрузок.

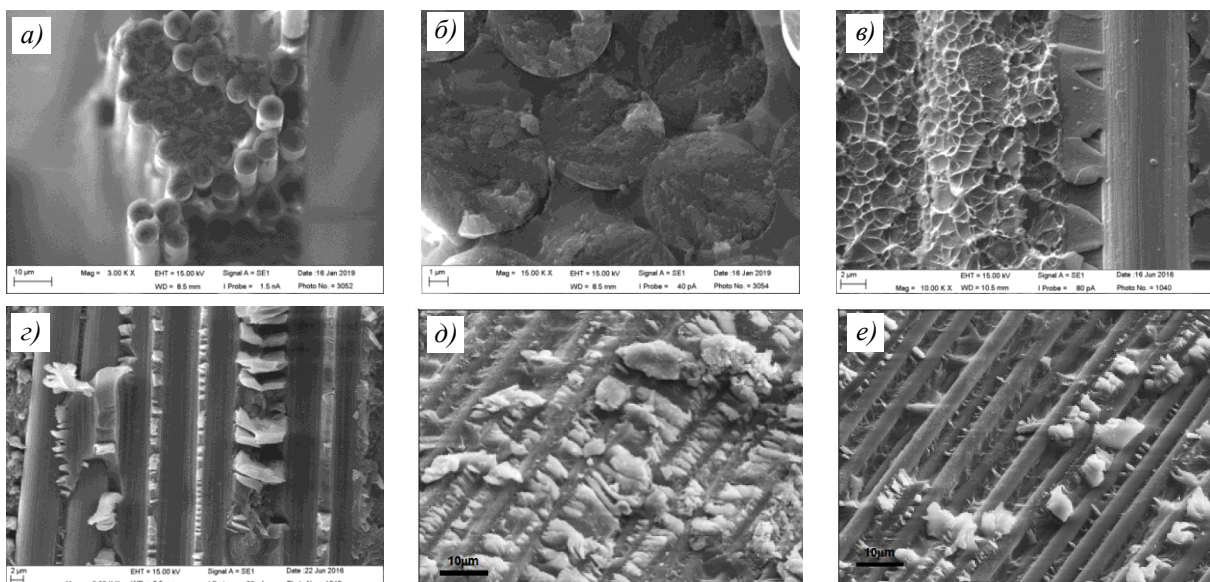


Рис. 6. Строение излома полимерного композиционного материала: а, б – излом полимерных волокон; в – ямочный рельеф; г – отделение полимерных волокон от матрицы; д – разрушение при комнатной температуре; е – разрушение при 100 °С

Методами микрофрактографии можно оценить общую степень хрупкости при разрушении керамических материалов, размер и количество формирующихся фасеток. В случае композиционных материалов, помимо оценки характера разрушения металлической матрицы, можно определить характер разрушения внедренных неметаллических элементов, прочность адгезионного соединения с матрицей и др. (рис. 7) [20, 21].

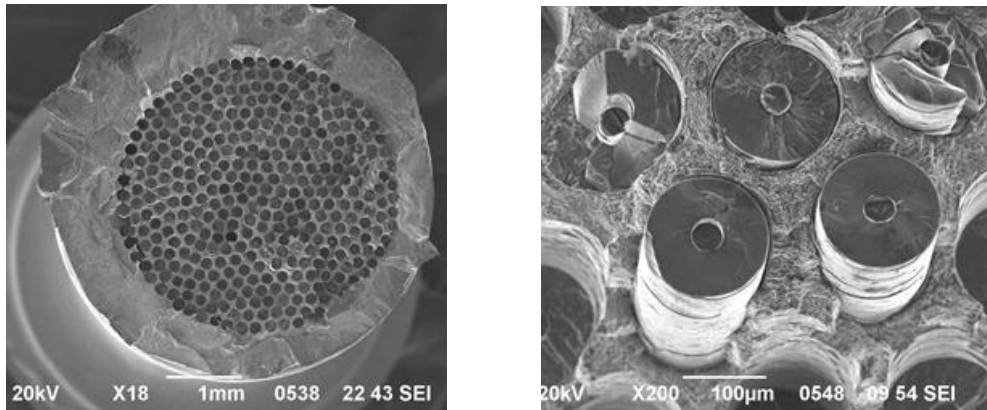


Рис. 7. Излом композиционного материала

При анализе порошковых материалов можно оценить сферичность гранул порошка либо, наоборот, их огранку, размер фракции, равномерность, наличие дефектов типа сателлитов, а также спекаемость гранул, характер разрушения соединения, сформировавшегося при спекании, и др. (рис. 8).

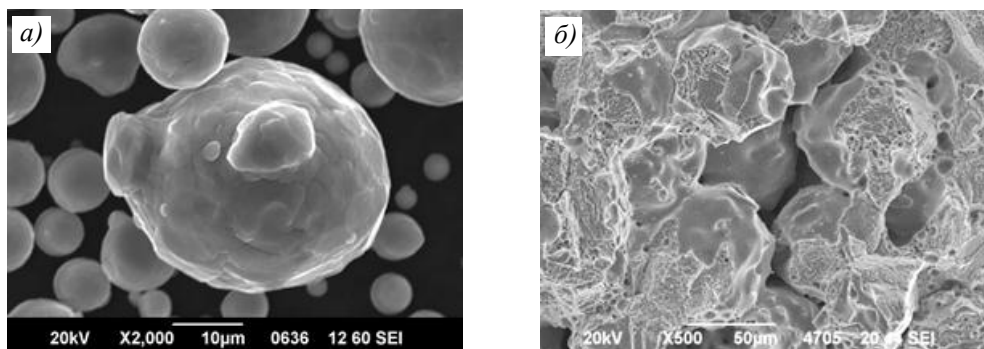


Рис. 8. Отдельные гранулы (а) и излом гранульного сплава (б)

Применение фрактографического анализа при установлении причин разрушения в процессе эксплуатации и ресурсных испытаний

Обеспечение стабильной работы сложных механизмов, их узлов и отдельных деталей начинается уже на этапе выбора материала [22]. Нужно не только учитывать свойства выбранного для их производства сплава, но и контролировать качество изготовления, сборки и установки. На всех этапах, начиная с выбора марки материала, продолжая выбором режимов деформации, термической и механической обработки и заканчивая монтажом готовых изделий, нужно избегать нарушений технологии и учитывать условия дальнейшей эксплуатации. Так, например, при выборе сплава для деталей, работающих при переменной нагрузке, учитывают не только предел прочности и пластичности, но и способность сопротивляться усталостному разрушению [23].

Наиболее часто при эксплуатации материалов встречается разрушение по усталостному механизму. Инициировать такое разрушение могут самые разнообразные дефекты: риски от механической обработки и прочие механические повреждения, коррозионные питтинги, внутренние дефекты, являющиеся концентраторами напряжения. В литых материалах это могут быть разнообразная пористость, фрагменты шлака, в деформированных – исходные зерна, не подвергшиеся деформации, горячие трещины, закаты и даже хрупкие карбиды, расположенные в приповерхностном слое. Макропризнаки усталостного разрушения, такие как линии остановки трещины, могут быть обнаружены методами макрофрактографии, но усталостные бороздки лучше выявляются с помощью электронного микроскопа. Оценивая их расположение, равномерность и количество, можно сделать вывод о действующих нагрузках и примерно оценить количество циклов, предшествующих разрушению [24, 25].

В случае возникновения эксплуатационных разрушений основной целью исследований являются определение их причины и разработка профилактических мероприятий. Причины разрушения можно разделить на четыре группы:

- конструкторские (например, конструктор не учел все условия нагружения);
- металлургические (несоответствие требованиям нормативной документации);
- технологические (некачественное изготовление или сборка детали);
- эксплуатационные (работа в условиях, на которые деталь не рассчитана).

В некоторых случаях причинами разрушения может являться совокупность факторов, которые по отдельности не влекут за собой отрицательного влияния на эксплуатацию детали, а совместное их влияние дает «синергетический» эффект.

Таким образом, при определении эксплуатационных разрушений, как правило, проводится комплекс исследований для выявления причин аварии. В рамках таких исследований применяют методы оптической и электронной микроскопии. Комплексное исследование деталей, разрушившихся в процессе эксплуатации, включает проведение неразрушающего контроля, определение соответствия химического состава сплава заявленному в документации, металлографические и фрактографические исследования, а также проверку механических свойств. Проведение комплексного исследования позволяет не только установить причины разрушения деталей, но и разработать и принять меры, направленные на предотвращение похожих ситуаций в будущем.

Даже если излом еще не сформировался, анализ поверхности детали помогает выявить следы «предразрушения» в виде линий скольжения, появляющихся в металлах и сплавах с гранецентрированной кубической решеткой, и оценить степень истощения внутреннего запаса прочности и готовности к разрушению [26]. Формирование первых линий скольжения происходит при степени нагружения, равной $\sim(0,8-0,9)\sigma_B$, а наличие микротрещин сигнализирует о начале процесса (рис. 9).

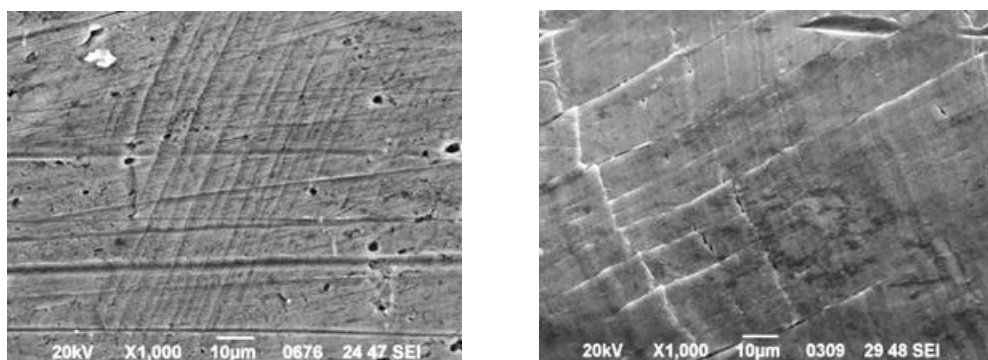


Рис. 9. Линии скольжения на поверхности детали

Надежность деталей и агрегатов изделия зависит не только от свойств материалов, но и от наличия в них несплошностей и скрытых структурных неоднородностей, приводящих к отклонениям физико-механических характеристик от номинальных значений, поэтому их контроль является актуальной задачей.

Методами фрактографии легко выявить наличие внутренних дефектов, возникших на этапе производства, например остатков шлака, горячих трещин, литейных и сварных рыхлот и пор, дефектов деформации и др. (рис. 10), т. е. тех дефектов, для обнаружения которых чувствительность методов неразрушающего контроля недостаточна.

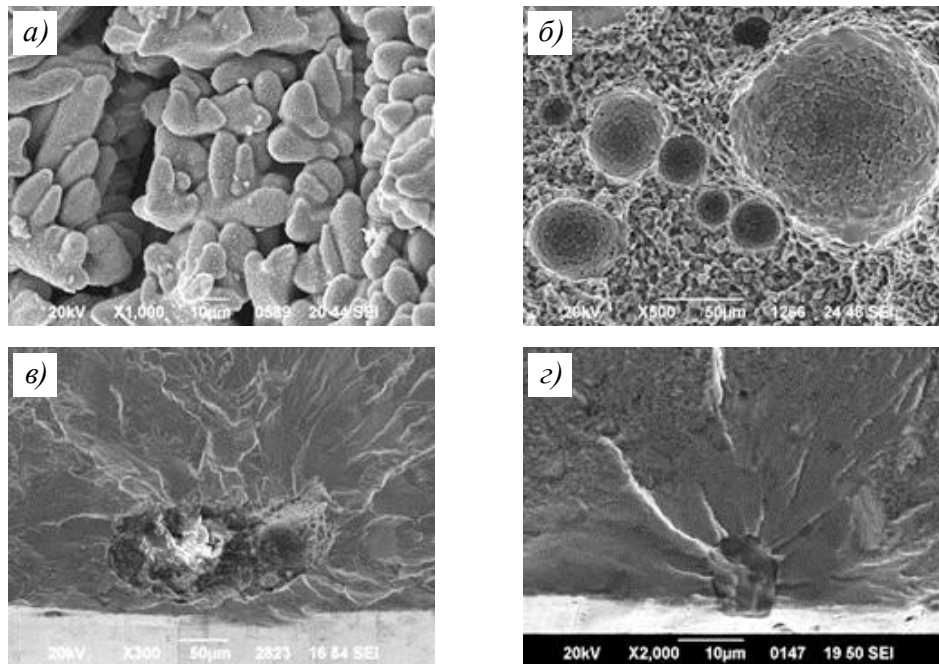


Рис. 10. Дефекты в изломах: *а* – литейная рыхлота; *б* – сварная пористость; *в* – шлак в сплаве; *д* – хрупкая частица в приповерхностной зоне

На рис. 11 показан пример развития усталостной трещины от внутреннего дефекта, представляющего собой скопление оксидов основного материала лопатки из титанового сплава, которые могут образоваться в результате заката черновой поверхности в процессе горячей пластической деформации.

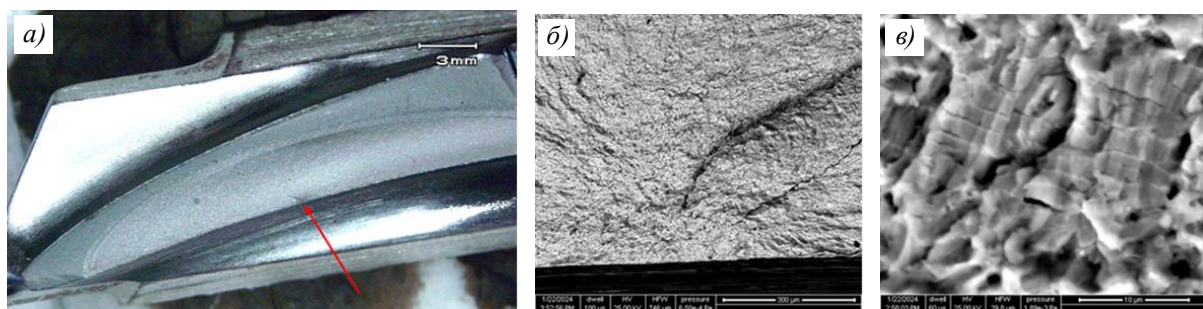


Рис. 11. Развитие усталостной трещины от заката черновой поверхности: *а* – общий вид излома с дефектом; *б* – очаговая зона; *в* – усталостные бороздки

Интерес представляет и фрактографический анализ разрушений сварных соединений. Так, после усталостных испытаний сварных трубок из стали 12Х18Н10Т

и сплава ЭП678 (03X11H10M2T) обнаружены усталостные трещины, развивавшиеся от границ разориентированных зерен, находящихся в зоне термического влияния (рис. 12, результаты исследований являются продуктом деятельности АО «ОДК»). Образование таких зерен связано с недостаточной защитой поверхности узла от окисления в процессе сварки.

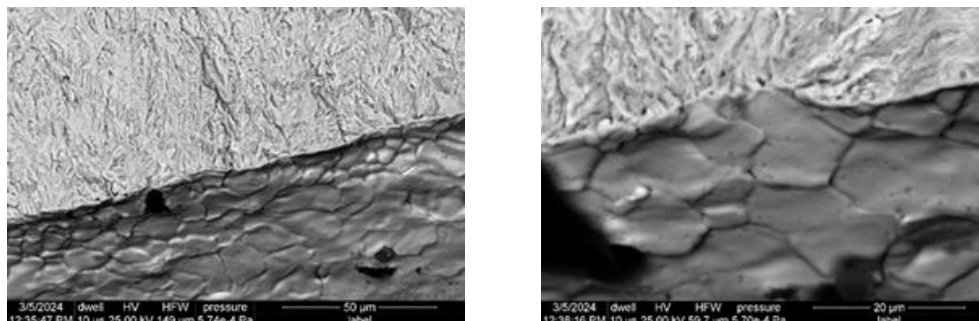


Рис. 12. Внутренняя поверхность и излом трубки из стали 12X18H10T с развитием усталостного разрушения от стыков зерен

Дополнительное применение качественного электронно-зондового микроанализа позволяет более точно идентифицировать выявленные дефекты, включения и скопления частиц (рис. 13).

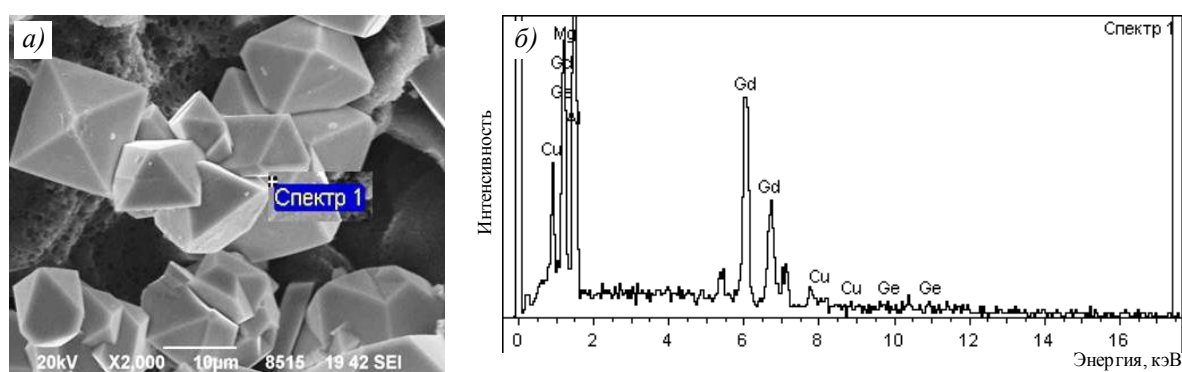


Рис. 13. Результаты электронно-зондового микроанализа поверхности излома: а – частицы в изломе; б – спектр характеристического рентгеновского излучения

При анализе излома можно выявить наличие разнотерности в сплаве без изготовления металлографических шлифов (рис. 14).

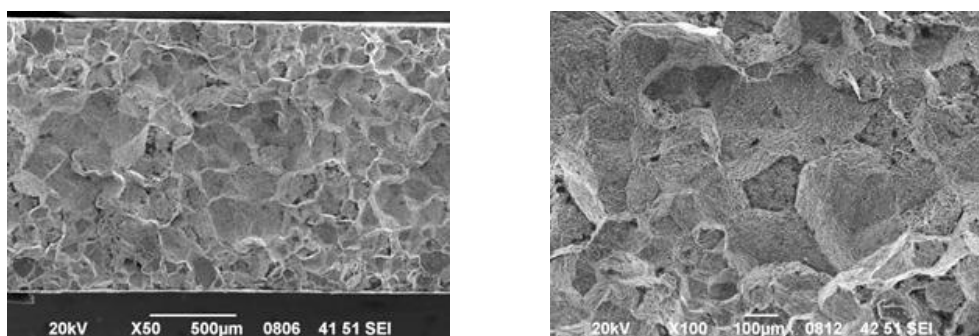


Рис. 14. Зерна разного размера в изломе

Оценить повреждения, возникшие в процессе эксплуатации, можно методами макро- и микрофрактографии. Это могут быть как механические, температурные, так и коррозионные повреждения [27].

Основными фрактографическими признаками разрушения стальных изделий при коррозионном воздействии являются разрушение по границам зерен, часто сопровождаемое формированием фасеток скола, наличие вторичных трещин и общая их разветвленность, а также наличие отложений продуктов коррозии на поверхности излома [28].

На рис. 15 приведен пример развития межзеренного разрушения от коррозионных питтингов на поверхности детали.

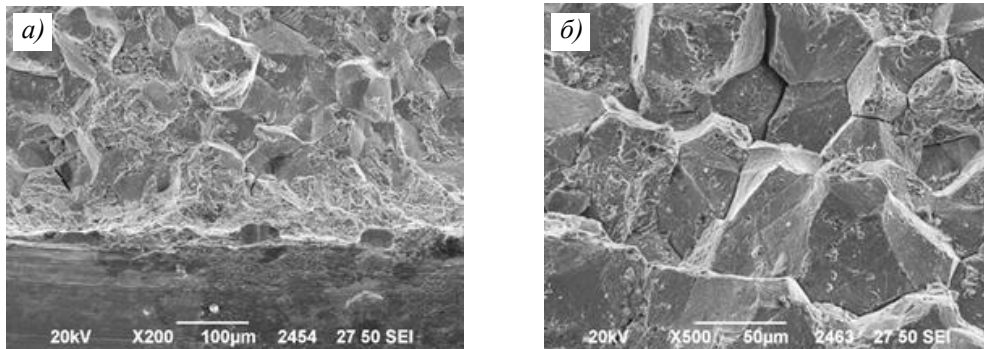


Рис. 15. Развитие разрушения от коррозионных питтингов на поверхности детали (а) и границы зерен (б)

Немаловажными факторами, влияющими на надежность деталей, являются обработка их поверхностей и особенности сборки. При усталостном разрушении, обусловленном высоким уровнем действующих напряжений, трещины в большинстве случаев будут развиваться от поверхностных дефектов, вызванных обработкой детали (рис. 16). В качестве таких дефектов зачастую выступают риски от механической обработки, являющиеся дополнительными концентраторами напряжений.

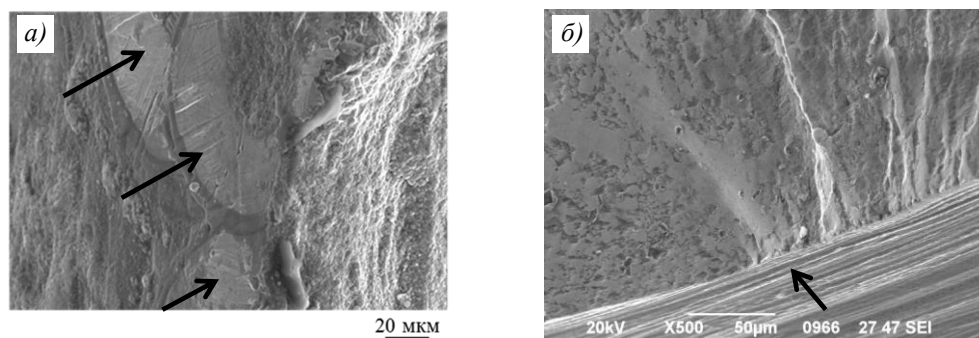
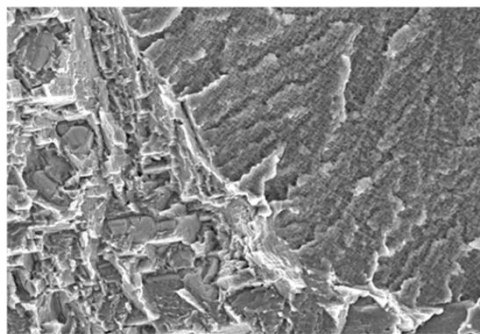


Рис. 16. Разрушение от дефектов поверхности: а – следы от маркировочного карандаша (указаны стрелками) на торце лопатки из жаропрочного никелевого сплава, от которых развилось разрушение; б – усталостное разрушение от рисков на поверхности

В некоторых случаях результаты фрактографических исследований требуют экспериментального подтверждения гипотез о причинах разрушения. Это в большинстве случаев связано с аномальным строением излома, нетипичным для разрушения исследуемого материала в условиях, определенных для эксплуатации детали. Подобные случаи нередко связаны с влиянием среды на изменение механизма разрушения (рис. 17) [29].



10 мкм

Рис. 17. Нетипичное разрушение лопатки из монокристалла жаропрочного никелевого сплава по плоскостям куба {001}

При разрушении детали по усталостному механизму в процессе эксплуатации при переходе в закритическую стадию (долом) коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины достигает критического значения K_{1c} [28–32]. В соответствии с уравнением Ирвина коэффициент интенсивности напряжений связан с уровнем номинальных напряжений:

$$\sigma_{\max} = \frac{YK_{1c}}{\sqrt{\pi l}},$$

где $\sigma_{\max}$ – максимальные действующие номинальные напряжения; l – длина усталостной трещины; Y – поправка, учитывающая геометрические параметры нагруженного тела с трещиной.

Критический коэффициент интенсивности напряжений является характеристикой материала и, следовательно, с использованием уравнения Ирвина можно определить уровень номинальных напряжений, действующих на деталь при разрушении.

Заключения

Фрактография является известным и актуальным методом анализа, который получает все более широкое распространение, обусловленное появлением новых материалов и технических возможностей для их исследования.

Фрактографический анализ полезен как при разработке новых материалов, выборе химического состава, отработке технологии производства, так и при установлении причин разрушения деталей и механизмов.

Список источников

1. Феллоуз Д. Фрактография и атлас фрактограмм: справочник. Пер. с англ. под ред. М.Л. Бернштейна. М.: Металлургия, 1982. 489 с.
2. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. 230 с.
3. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
4. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Машиностроение, 1978. 200 с.
5. Фридман Я.Б., Гордеева Т.А., Зайцев А.М. Строение и анализ изломов металлов. М.: Машгиз, 1960. 128 с.
6. Энгель Л., Клингел Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справочник. М.: Металлургия, 1986. 232 с.
7. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСИС, 2007. 259 с.

8. Клевцов Г.В. Закономерности образования пластических зон у вершины трещины при различных видах нагружения и рентгеновская фрактодиагностика разрушения // Вестник ОГУ. 2006. № 1. Т. 2. С. 81–88.
9. Броек Д. Основы механики разрушения. Пер. с англ. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.
10. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: справочник. М.: Металлургия, 1987. 272 с.
11. Криштал М.М., Ясников И.С., Полуниев В.И. и др. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения. М.: Техносфера, 2009. 208 с.
12. Ключкова Ю.Ю., Оглодков М.С., Антипов К.В., Селиванов А.А. Поковки из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1480 // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 3 (80). С. 26–36. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-26-36.
13. Штремель М.А. Разрушение. М., 2014. 1646 с.
14. Горицкий В.М. Диагностика металлов. М.: Металлургиздат, 2004. 408 с.
15. Владимирова Ю.О., Шалунов Е.П. Свойства и структура легированной оксидом алюминия и углеродом порошковой меди // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 4 (81). С. 48–56. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-48-56.
16. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Крупнина О.А., Рогалев А.М. Особенности структуры сплава Ti–6Al–4V, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2019. № 10 (82). С. 14–24. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-14-24.
17. Машиностроение: энциклопедия / под ред. К.В. Фролова. М.: Машиностроение, 2010. Т. II-1: Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов. 852 с.
18. Кашапов О.С., Решетило Л.П., Наприенко С.А., Медведев П.Н. Влияние окисления на механические свойства и состояние поверхности жаропрочного титанового сплава BT41 // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2023. № 89. С. 63–75. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-2-1-63-75.
19. Хохлов А.В., Наконечный Е.И., Галышев С.Н., Атанов Б.И., Орлов В.И., Жидков М.В., Гулин В.В. Анализ распределения длин выдернутых волокон на поверхностях разрушения композитов с алюминиевой матрицей, непрерывно армированной углеродными волокнами, по данным СЭМ и КЛСМ // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 158–194. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-158-194.
20. Блинков И.В., Сорокин О.Ю., Кузнецов Б.Ю., Власов И.И., Евдокимов С.А., Ткаленко Д.М., Прокофьев В.А. Оптимизация состава и структуры многослойного металлокерамического композиционного материала // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 89–102. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-89-102.
21. Щеголева Н.Е., Прокофьев В.А., Ваганова М.Л., Чайникова А.С., Моисеева Н.С. Получение плотной керамики на основе оксида алюминия // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 103–112. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-103-112.
22. Балтер М.А., Любченко А.П., Аксенова С.П. и др. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей. М.: Машиностроение, 1978. 184 с.
23. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. 484 с.
24. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003. 254 с.
25. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. 515 с.
26. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.

27. Мушникова С.Ю., Парменова О.Н., Чайникова Д.Н. и др. Исследование стойкости к межкристаллитной коррозии образцов из нержавеющей аустенитных сталей, полученных методом селективного лазерного сплавления, после различных режимов термической обработки // Вопросы материаловедения. 2025. № 4 (124). С. 188–206.
28. Крупин Ю.А., Филиппова В.Б. Материаловедение спецсплавов. Коррозионностойкие материалы. М.: МИСИС, 2008. 154 с.
29. Орлов М.Р., Якимов М.С. Замедленное разрушение монокристаллических лопаток из жаропрочного сплава ЖС26-ВИ в процессе эксплуатации ГТУ // Газотурбинные технологии. 2011. № 8 (101). С. 10–15.
30. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. Челябинск: Metallurgiya, 1988. 400 с.
31. Кузьмин В.Р., Прохоров В.А., Борисов А.З. Усталостная прочность металлов и долговечность конструкций при нерегулярном нагружении высокого уровня. М.: Машиностроение, 1998. 256 с.
32. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М.: Физматлит, 2006. 328 с.

References

1. Fellows J.A. *Fractography and Atlas of Fractographs: A Handbook*. Trans. from Engl. Ed. by M.L. Bernshtein. Moscow: Metallurgiya, 1982, 489 p.
2. Botvina L.R. *Fracture Kinetics of Structural Materials*. Moscow: Nauka, 1989, 230 p.
3. Botvina L.R. *Fracture: Kinetics, Mechanisms, and General Patterns*. Moscow: Nauka, 2008, 334 p.
4. Gordeeva T.A., Zhegina I.P. *Fracture Surface Analysis in Material Reliability Assessment*. Moscow: Mashinostroenie, 1978, 200 p.
5. Fridman Ya.B., Gordeeva T.A., Zaitsev A.M. *Structure and Analysis of Metal Fracture Surfaces*. Moscow: Mashgiz, 1960, 128 p.
6. Engel L., Klingele H. *Scanning Electron Microscopy. Fracture: A Handbook*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 232 p.
7. Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar L.V. *Fractodiagnostics of the Failure of Metallic Materials and Structures*. Moscow: MISiS, 2007, 259 p.
8. Klevtsov G.V. Patterns of plastic zone formation at the crack tip under various loading modes and X-ray fractodiagnostics of failure. *Vestnik OGU*, 2006, no. 1, vol. 2, pp. 81–88.
9. Broek D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Trans. from Engl. Moscow: Vysshaya Shkola, 1980, 368 p.
10. Gerasimova L.P., Ezhov A.A., Maresev M.I. *Fracture Surfaces of Structural Steels: A Handbook*. Moscow: Metallurgiya, 1987, 272 p.
11. Krishtal M.M., Yasnikov I.S., Polunin V.I. et al. *Scanning Electron Microscopy and X-ray Spectral Microanalysis: Practical Applications*. Moscow: Tekhnosfera, 2009, 208 p.
12. Klochkova Yu.Yu., Oglodkov M.S., Antipov K.V., Selivanov A.A. Forgings from high-strength aluminium-lithium alloy V-1480. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 26–36. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 12, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-26-36.
13. Shtremel M.A. *Fracture*. Moscow, 2014, 1646 p.
14. Goritskiy V.M. *Diagnostics of Metals*. Moscow: Metallurgizdat, 2004, 408 p.
15. Vladimirova Yu.O., Shalunov E.P. Properties and structure of powdered copper alloyed by aluminum oxide and carbon. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 48–56. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 12, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-48-56.
16. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Krupnina O.A., Rogalev A.M. Features of the structure of Ti–6Al–4V alloy obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2019, no. 10 (82), pp. 14–24. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 12, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-14-24.
17. *Mechanical Engineering: Encyclopedia*. Ed. K.V. Frolov. Moscow: Mashinostroenie, 2010, vol. II-1: Physicomechanical Properties. Testing of Metallic Materials, 852 p.

18. Kashapov O.S., Reshetilo L.P., Naprienko S.A., Medvedev P.N. Effect of oxidation on the mechanical properties and surface condition of the heat-resistant titanium alloy VT41. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2023, no. 89, pp. 63–75. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-2-I-63-75.
19. Khokhlov A.V., Nakonechnyi E.I., Galyshev S.N., Atanov B.I., Orlov V.I., Zhidkov M.V., Gulin V.V. Analysis of the pull-out length distributions on fracture surfaces of the aluminum matrix composites reinforced with continuous carbon fibers based on SEM and CLSM data. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 158–194. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-158-194.
20. Blinkov I.V., Sorokin O.Yu., Kuznetsov B.Yu., Vlasov I.I., Evdokimov S.A., Tkalenko D.M., Prokofiev V.A. Optimization of the composition and structure of multilayer metal-ceramic compositional material. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 113–125. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-89-102.
21. Shchegoleva N.E., Prokofyev V.A., Vaganova M.L., Chainikova A.S., Moiseeva N.S. Production of dense aluminum oxide-based ceramics. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 113–125. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 03, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-103-112.
22. Balter M.A., Lyubchenko A.P., Aksenova S.P. et al. *Fractography: A Diagnostic Tool for Failed Components*. Moscow: Mashinostroenie, 1978, 184 p.
23. Terentiev V.F., Korableva S.A. *Metal Fatigue*. Moscow: Nauka, 2015, 484 p.
24. Terentiev V.F. *Fatigue of Metallic Materials*. Moscow: Nauka, 2003, 254 p.
25. Terentiev V.F., Petukhov A.N. *Fatigue of High-Strength Metallic Materials*. Moscow: IMET RAS – CIAM, 2013, 515 p.
26. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
27. Mushnikova S.Yu., Parmenova O.N., Chainikova D.N. et al. Investigation of intergranular corrosion resistance of austenitic stainless steel specimens produced by selective laser melting after various heat treatment regimes. *Voprosy Materialovedeniya*, 2025, no. 4 (124), pp. 188–206.
28. Krupin Yu.A., Filippova V.B. *Materials Science of Special Alloys: Corrosion-Resistant Materials*. Moscow: MISIS, 2008, 154 p.
29. Orlov M.R., Yakimova M.S. Delayed fracture of single-crystal blades made of heat-resistant alloy ZhS26-VI during gas turbine unit operation. *Gazoturbinnye tekhnologii*, 2011, no. 8 (101), pp. 10–15.
30. Ivanova V.S., Shanyavsky A.A. *Quantitative Fractography: Fatigue Fracture*. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1988, 400 p.
31. Kuzmin V.R., Prokhorov V.A., Borisov A.Z. *Fatigue Strength of Metals and Structural Durability under High-Level Irregular Loading*. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 256 p.
32. Matvienko Yu.G. *Fracture Mechanics Models and Criteria*. Moscow: Fizmatlit, 2006, 328 p.

Информация об авторах

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

Наприенко Сергей Александрович, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

Sergey A. Naprienko, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 23.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.07.2026.

The article was submitted 23.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 03.07.2026.

Научная статья

УДК 620.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-276-288

ОБОРУДОВАНИЕ И ОСНАСТКА ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ МАГНИТОПОРОШКОВОГО КОНТРОЛЯ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

И.С. Леднев¹

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

Аннотация. Указаны актуальные стационарные дефектоскопы, вспомогательное оборудование и оснастки, которые позволяют проводить магнитопорошковый контроль авиационных материалов на высоком уровне. Выделены основные элементы оснастки и указаны важные этапы их применения. Наиболее критичными позициями являются подходящие контрольные образцы, выбранные на основании применяемого оборудования и способов намагничивания, которые помогают подтвердить работоспособность дефектоскопа и магнитного индикатора. Рассмотрены методы определения выявляющей способности нескольких типов магнитных индикаторов, описаны методики и подходы к проведению магнитопорошкового контроля авиационных деталей.

Ключевые слова: магнитный неразрушающий контроль, магнитопорошковый контроль, несплошности, авиационное производство, оборудование для контроля, магнитный индикатор

Для цитирования: Леднев И.С. Оборудование и оснастка для проведения магнитопорошкового контроля авиационных материалов // Труды ВИАМ. 2026. № 10 (164). С. 276–288. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-276-288.

Scientific article

EQUIPMENT AND ACCESSORIES FOR CONDUCTING MAGNETIC POWDER CONTROL OF AVIATION MATERIALS

I.S. Lednev¹

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 highlights current stationary flaw detectors, auxiliary equipment and accessories that allow for high-level magnetic particle inspection of aviation materials. The main elements of the accessories and the important stages of their application are highlighted. The most critical items are suitable control samples selected based on the used equipment and the methods of magnetization, which help to confirm the operability of the flaw detector and the magnetic indicator. Methods for determining the detecting capacity of several types of magnetic indicators are considered, and methods and approaches for conducting magnetic powder control of aircraft parts are described.

Keywords: magnetic non-destructive testing, magnetic particle inspection, discontinuity, aviation production, monitoring equipment, magnetic indicator

For citation: Lednev I.S. Equipment and accessories for conducting magnetic powder control of aviation materials. *Trudy VIAM*, 2026, no. 10 (164), pp. 276–288. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-10-276-288.

Введение

Магнитопорошковый контроль используется для обнаружения поверхностных и подповерхностных трещин в ферромагнитных материалах. В коммерческой авиации большинство проверок проводится на горизонтальном столе с подачей жидкости и возможностью прямого контакта с центральным стержневым проводником для кругового намагничивания, а также с подачей тока через катушку для создания поля в продольном направлении. Через образец пропускается магнитное поле, а над исследуемыми участками распыляется жидкость-носитель на масляной или водной основе, содержащая магнитные частицы. Трещины и другие дефекты приводят к локальной утечке магнитного потока, который притягивает магнитные частицы и образует индикатор, который затем обнаруживается с помощью ультрафиолетового (УФ) излучения в случае флуоресцентного магнитопорошкового контроля или с помощью белого света и контраста. Чувствительность зависит от многих факторов, в том числе от ориентации трещин относительно направления магнитного потока, поэтому для большинства проверок требуется два ортогональных направления магнитного поля. Это достигается либо за счет обработки детали двумя разными методами, либо с помощью многонаправленного оборудования. Помимо описанных устройств, для создания магнитного поля можно использовать ярмо, катушки и постоянные магниты. В некоторых отраслях промышленности также практикуется контроль с помощью щупов. Однако в коммерческой авиации такой метод не применяется из-за опасений, что искрение может привести к локальным повреждениям и зарождающимся дефектам, которые в конечном итоге приведут к выходу изделия из строя. Существуют также различные варианты подачи тока и устройства, работающие от сети переменного тока, постоянного тока высокого напряжения и/или постоянного тока низкого напряжения, при этом с помощью постоянного тока можно обнаруживать дефекты, расположенные ближе к поверхности. Для успешного проведения магнитопорошкового контроля необходимо, чтобы плотность магнитного потока внутри образца и вокруг него находилась в заданном диапазоне. При низкой плотности магнитного потока частицы могут не притягиваться, что, в свою очередь, приведет к отсутствию индикации дефектов, а при слишком высокой плотности магнитного потока будет наблюдаться высокий уровень фонового шума и снизится чувствительность. В деталях со сложной геометрической формой в крайних точках или углублениях может отсутствовать или быть очень низкой плотность магнитного потока. Стандартизированные исследования методом магнитопорошкового контроля проводятся путем обработки индикаторными материалами проверяемых участков с подбором намагничивающей силы тока до тех пор, пока не станут видны искусственные дефекты. Отраслевые стандарты и спецификации, например РТМ 1.2А.020–2011, содержат правила и рекомендации по проведению магнитопорошкового контроля [1].

Цель данной статьи – показать наиболее актуальное оборудование и оснастку, которые позволяют проводить магнитопорошковый контроль авиационных материалов на высоком современном уровне.

Материалы и методы

Для магнитопорошкового контроля деталей в авиационной промышленности используются специализированные системы и дефектоскопы (рис. 1), которые обеспечивают заданный уровень чувствительности и высокую точность выявления дефектов.

Правильно подобранное оборудование позволяет регистрировать поверхностные и подповерхностные несплошности в ферромагнитных материалах.

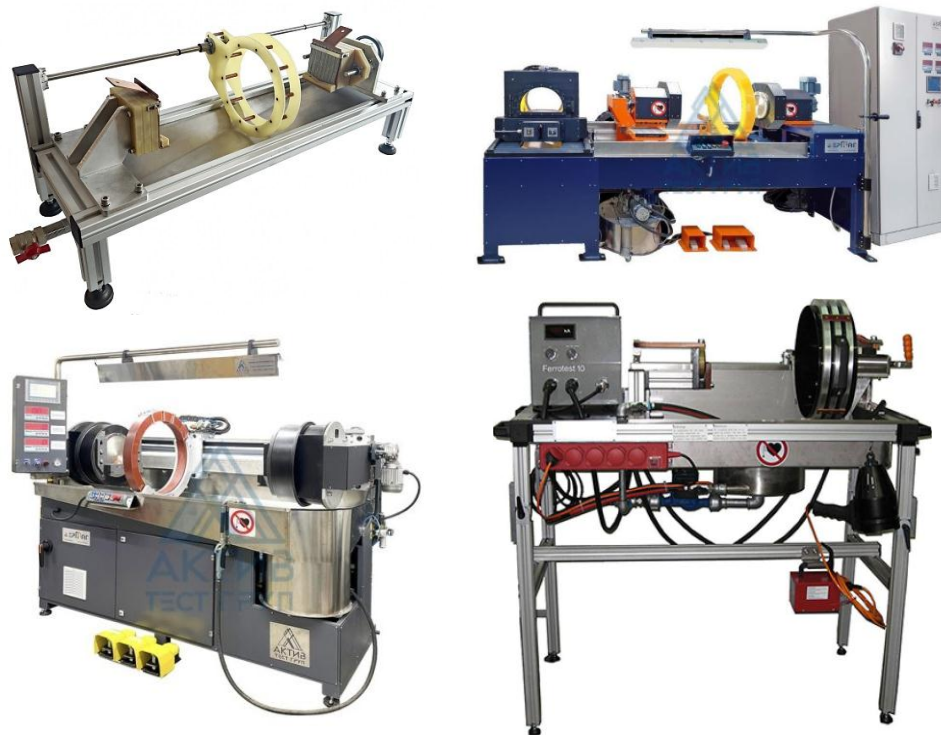


Рис. 1. Примеры стационарных дефектоскопов

Оснастка для магнитопорошкового контроля – это вспомогательные устройства и приспособления, которые обеспечивают корректное проведение дефектоскопии, калибровку оборудования и проверку качества контроля. Приведены ключевые виды оснастки с описанием их назначения и особенностей.

Контрольные образцы (тест-объекты) – это специально подготовленные изделия с заданными характеристиками дефектов, которые используются для оценки чувствительности метода и проверки работоспособности дефектоскопов и магнитных индикаторов.

Универсальный образец KETOS – это стальное кольцо из инструментальной стали AISI O1 с поверхностными и подповерхностными дефектами, которое применяется для периодической проверки глубины проникновения магнитного поля и подходит для цветного и люминесцентного контроля. Оно используется для циркулярного и продольного типов намагничивания, подходит для контроля с помощью катушек и электромагнитов.

Стандартные образцы – плашки или детали с искусственными дефектами (пазами, трещинами), имитирующими реальные несплошности, применяются для ежедневной проверки выявляющей способности системы (термин стандартные образцы в соответствии в действующим ГОСТ 56512–2015 заменен на контрольные образцы).

Индикаторы магнитного поля помогают оценить напряженность и направление магнитного поля на поверхности детали.

Магнитные индикаторные полоски – это гибкие пластины с фрезерованными пазами (шириной ~2 мм) из проницаемой магнитной стали между латунными пластинами, они многоразовые и подходят для всех методов магнитопорошкового контроля.

Индикатор магнитного поля по ASME – это восьмигранный инструмент для быстрой проверки направления магнитного потока, прикладывается под разными углами; индикация показывает ориентацию поля.

Гауссметры – портативные стрелочные приборы для измерения остаточной намагниченности после контроля, бывают калиброванные и некалиброванные.

Магнитометры – измеряют тангенциальную составляющую магнитного поля (в кА/м, А/см, мТл и т. д.) с помощью датчика Холла, применимы для постоянного и переменного тока.

Приспособления для намагничивания обеспечивают создание магнитного поля нужной конфигурации и интенсивности.

Электромагнитные (переносные) ярма – используются для локального намагничивания сварных швов и крупногабаритных деталей, их масса составляет от 1,5 до 5 кг, подъемная сила – не менее 45 Н (переменный ток) или 177 Н (постоянный ток) по ASTM E1444.

Кабельные устройства – это гибкий кабель, который обматывают вокруг детали для продольного намагничивания, удобен для крупногабаритных объектов.

Соленоиды и катушки создают продольное магнитное поле при пропускании тока через обмотку, применяются в стационарных установках и при ручном контроле.

Средства освещения и визуализации необходимы для осмотра индикаций, особенно при люминесцентном контроле.

Ультрафиолетовые лампы и облучатели обеспечивают длину волны 315–400 нм (пик 365 нм) для активации люминесцентных порошков; интенсивность проверяется УФ-радиометром.

Портативные фонари применяются для цветного контроля при дневном освещении (не менее 500 лк).

Приборы для контроля концентрации суспензии поддерживают оптимальное соотношение магнитных частиц и носителя в жидких индикаторах.

ASTM-колбы позволяют проверять концентрацию магнитных частиц в суспензии; существуют отдельные колбы для люминесцентных и нелюминесцентных суспензий с разными шкалами.

Вспомогательные инструменты и материалы

Для равномерного нанесения суспензии на поверхность детали применяются распылители и пульверизаторы.

Щетки и кисти применяются при сухом способе нанесения магнитного порошка.

Емкости для хранения и перемешивания суспензии обеспечивают однородность состава перед использованием.

С помощью средств для очистки поверхности (растворители, обезжириватели) удаляют загрязнения, покрытия и остатки суспензии перед и после контроля.

Оснастка для магнитопорошкового контроля охватывает широкий спектр устройств – от простых индикаторов до сложных измерительных приборов. Ее выбор зависит от:

- типа контроля – цветной или люминесцентный;
- формы и размера объекта;
- требуемого уровня чувствительности (А, Б, В по ГОСТ);
- условий работы – стационарный пост или полевые условия.

Грамотное использование оснастки повышает достоверность результатов, снижает риск пропуска дефектов и обеспечивает соответствие нормативным требованиям (ГОСТ Р 56512, ASTM E1444, ASME и др.).

Результаты и обсуждение

Эффективность магнитопорошкового контроля определяется комплексом взаимосвязанных факторов, которые необходимо учитывать при планировании и проведении дефектоскопии [2, 3]. Ключевые факторы, влияющие на выявляемость дефектов контролируемого объекта, следующие [4]:

- магнитные характеристики материала – магнитная проницаемость, коэрцитивная сила, остаточная индукция;
- геометрические параметры изделия – форма, размеры, соотношение длины к поперечному сечению;
- наличие конструктивных элементов, создающих зоны концентрации магнитного потока или участки ослабленного поля;
- выбранный способ магнитопорошкового контроля – способ приложенного поля или способ остаточной намагниченности;
- тип намагничивания – циркулярное, продольное, комбинированное;
- параметры намагничивающего тока – амплитуда, форма волны – переменный, постоянный и выпрямленный ток;
- степень чистоты обработки – наличие загрязнений, масел, смазочных материалов;
- шероховатость поверхности, которая влияет на способность индикаторного материала проникать в дефекты и формировать четкие индикаторные рисунки;
- присутствие защитных покрытий – лакокрасочных, гальванических, оксидных, которые могут экранировать дефекты;
- локальные изменения магнитных свойств из-за термического или механического воздействия в процессе изготовления;
- дисперсность и форма частиц магнитного порошка;
- цвет или люминесцентные свойства для обеспечения контраста с поверхностью.

Методика оценки работоспособности дефектоскопов и индикаторов

Для объективной оценки работоспособности магнитопорошковых дефектоскопов и индикаторных материалов применяют контрольные образцы [5], для которых подбирают дефектные детали, забракованные в процессе производства, или изготовленные искусственно образцы со случайными или специально заложенными несплошностями. Указанные несплошности имитируют типы возможных дефектов контролируемого материала изделия при производстве или ремонте, представляющих собой плоские углубления, отверстия различной формы либо трещины различного происхождения.

Визуальный осмотр поверхности образца проводят при нормированных условиях освещенности (для черных и цветных индикаторов) или при УФ-освещении (для люминесцентных).

В соответствии с российскими стандартами работоспособность магнитных индикаторов и дефектоскопов для магнитопорошкового контроля определяют с помощью специальных образцов по режимам, рассчитанным на основании справочных данных [6, 7].

Образец типа 1 представляет собой объемное кольцо с отверстием по центру с двумя видами поверхностных несплошностей в виде сетки трещин: более грубыми и более тонкими (рис. 2). Данный образец не требует намагничивания, его используют для качественного анализа работоспособности магнитного индикатора.

Образец типа 2 представляет собой блок с искусственным продольным дефектом и разметкой на поверхности (рис. 3). Данный образец не требует намагничивания, его используют для количественного анализа работоспособности магнитного индикатора.



Рис. 2. Эталонный образец типа 1 [7]



Рис. 3. Эталонный образец типа 2 [7]

Образец МО-1 (рис. 4) исполнен в виде стальной полоски с одной поверхностной и двумя подповерхностными несплошностями.



Рис. 4. Контрольный образец МО-1

Данный образец позволяет проверять работоспособность дефектоскопов с электромагнитным ярмом или электроконтактами. Для оценки работоспособности дефектоскопов полюсного намагничивания с применением соленоида или кабеля применяют контрольные образцы: МО-2, который имеет в центре искусственную несплошность (рис. 5, а), и МО-3 – с подповерхностными несплошностями (рис. 5, б). Образец МО-3 также применяется для проверки дефектоскопов с магнитным ярмом.

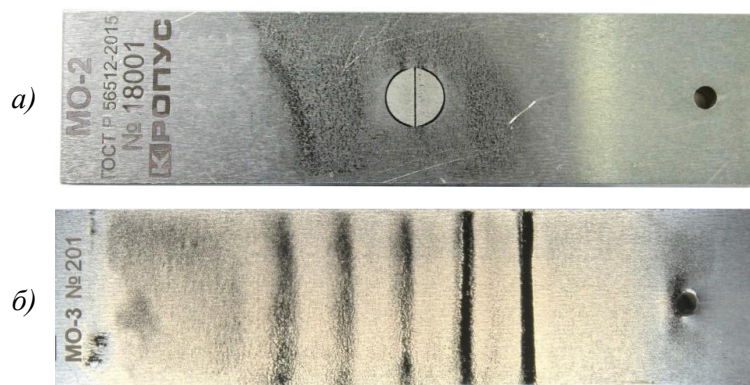


Рис. 5. Контрольные образцы МО-2 (а) и МО-3 (б)

Контрольный кольцевой образец МО-4 (рис. 6) со сквозным отверстием применяется для функциональной оценки при циркулярном и индукционном намагничивании.



Рис. 6. Контрольный образец МО-4

Контрольный образец Тест бар (рис. 7) [8] применяется для функциональной оценки дефектоскопов с магнитным ярмом. На обеих сторонах бруска имеются разнонаправленные несплошности для оценки работоспособности циркулярного и продольного намагничивания при использовании переменного тока. При проверке намагничивания постоянным однополупериодным и двухполупериодным током можно оценить величину намагниченного слоя с выявленными дефектами, заложенными по убыванию глубины.

Количественно-качественные индикаторы (рис. 8) позволяют оперативно проверить уровень магнитного поля на поверхности контролируемого изделия, а также убедиться в верном направлении поля намагничивания.



Рис. 7. Контрольный брусок Тест бар

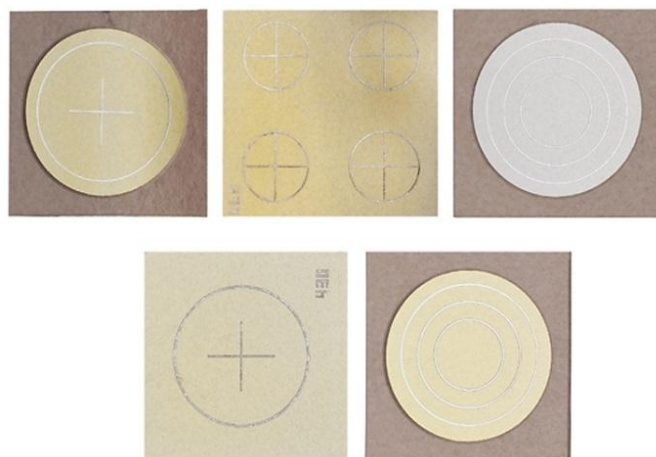


Рис. 8. Количественно-качественные индикаторы (QQI)

После положительного решения о возможности применения магнитного индикатора и оборудования следует выделить этап определения его выявляющей способности. Один из способов определения выявляющей способности магнитных индикаторных материалов основан на использовании контрольного образца с нанесенными на его поверхность дефектами, визуальной оценке и измерении длины отложений порошка на дефектах [9].

Пробу магнитного индикатора для изготовления суспензий отбирали щупом сверху вниз по всей толщине слоя продукта. Отобранные пробы соединяли вместе и тщательно перемешивали. Далее отбирали необходимое для приготовления суспензии количество магнитного индикатора в граммах.

Контрольный образец (рис. 9) изготовлен из стали 18ХНВА; дефекты, нанесенные на образец, представляют собой волосовины и трещины с шириной раскрытия <1 мкм.



Рис. 9. Цилиндрический контрольный образец с выявленными дефектами

Метод определения выявляющей способности

Процесс начинается с приготовления магнитной суспензии заданной концентрации. Взвешивается магнитный индикатор с помощью лабораторных весов высокой точности (погрешность не более 0,01 г), отмеряется расчетное количество магнитного индикатора. Масса определяется согласно техническим условиям (ТУ) на конкретный тип индикатора и зависит от требуемой концентрации в суспензии (обычно 25–150 г/л).

В качестве носителя используют различные дисперсионные среды – жидкости, регламентированные в ТУ на материал:

- масло (минеральное, синтетическое);
- воду (с ингибиторами коррозии и смачивающими добавками);
- керосин;
- специальные составы с поверхностно-активными веществами для улучшения проникающей способности.

Отмеренный индикатор постепенно добавляют в дисперсионную среду при постоянном перемешивании (механическом или ультразвуковом) до получения однородной суспензии без комков и агрегатов частиц.

Для испытаний используют аттестованный в соответствии с нормативной документацией контрольный образец с искусственными или естественными дефектами. Марка материала образца должна соответствовать марке материала контролируемого изделия. Типичные искусственные дефекты в подобных контрольных образцах – это узкие пазы, трещины различной глубины и ширины раскрытия, цилиндрические отверстия. Геометрические параметры данных дефектов, а именно: ширина раскрытия от 0,001 мм и глубина залегания до 2 мм, должны соответствовать уровню чувствительности метода. Ориентация дефектов может быть продольной, поперечной или наклонной относительно задаваемого направления магнитного поля. Выбор способа намагничивания (циркулярный, продольный, комбинированный) зависит от ориентации дефектов:

- для выявления продольных трещин применяют циркулярное намагничивание (пропускание тока через образец или центральный стержень);
- для поперечных трещин – продольное намагничивание с помощью соленоида или электромагнита.

Предварительно намагниченный до насыщения контрольный образец погружают в ванну с приготовленной суспензией на 5–10 с. Это обеспечивает равномерное покрытие всей контролируемой поверхности суспензией. Образец аккуратно извлекают из ванны с суспензией и располагают под углом 15–30 градусов для стекания избытка жидкости. Продолжительность стекания – от 30 до 60 с. Процедура проводится несколько раз.

После стекания основной массы суспензии проводят осмотр поверхности:

- при использовании цветных порошков – при дневном или искусственном освещении (не менее 1000 лк);
- при применении люминесцентных индикаторов – в затемненном помещении под УФ-излучением (длина волны 365 нм, интенсивность 1000–2000 мкВт/см²).

Обнаруженные индикаторные рисунки (скопления порошка над дефектами) фотографируют или зарисовывают. Для документирования используют масштабную линейку или сетку. Ключевым параметром оценки является суммарная длина обнаруженных дефектов.

С помощью измерительной лупы, микроскопа или цифровой системы обработки изображений измеряют длину каждого индикаторного рисунка. Погрешность измерений должна быть не более $\pm 0,1$ мм.

Суммируют длины всех выявленных дефектов ($L_{\text{сум}}$). Сравнивают полученное значение с паспортными данными контрольного образца ($L_{\text{пасп}}$) и рассчитывают коэффициент выявляемости:

$$K_{\text{выяв}} = (L_{\text{пасп}}/L_{\text{сум}}) \cdot 100 \, \%.$$

Интерпретация результатов:

- $K_{\text{выяв}} \geq 95 \, \%$ – индикатор соответствует требованиям ТУ;
- $90 \, \% \leq K_{\text{выяв}} < 95 \, \%$ – допустимо для рутинного контроля, рекомендуется повторная проверка;
- $K_{\text{выяв}} < 90 \, \%$ – индикатор бракуется, требуется замена или корректировка концентрации суспензии.

В табл. 1 приведены результаты эксперимента по выявлению дефектов на контрольном образце (рис. 9) при использовании суспензий, приготовленных на основе исследуемых типов магнитных порошков.

Таблица 1

Усредненные данные за несколько экспериментов

Наименование порошка	Усредненная длина, мм	Выявляющая способность, %
II группа (эталон)	33,4	100
III группа	31,7	95
II группа	28,2	84
I группа	24,7	74

Предложенная методика расчета выявляющей способности магнитных индикаторов относительно эталонного образца существенно снижает субъективность оценки. Многократное повторение испытаний и статистическая обработка данных обеспечивают

объективное сравнение эффективности различных порошков, что повышает достоверность результатов магнитопорошкового контроля и способствует выбору оптимальных индикаторов для конкретных задач дефектоскопии.

На итоговые результаты испытаний оказывают влияние многочисленные факторы, которые можно разделить на несколько групп.

1. Факторы, связанные с материалами и оборудованием:

- качество магнитного индикатора – дисперсность частиц, магнитная проницаемость, химическая стабильность;
- концентрация магнитной суспензии;
- свойства дисперсионной среды – вязкость, смачивающая способность.

2. Условия проведения контроля:

- уровень освещенности при визуальном осмотре (для цветных индикаторов);
- интенсивность и длина волны УФ-излучения (для люминесцентных индикаторов);
- температура и влажность окружающей среды.

3. Человеческий фактор:

- квалификация и опыт дефектоскописта;
- острота зрения оператора;
- субъективная интерпретация индикаторных рисунков – отнесение к реальным дефектам или ложным скоплениям;
- усталость и внимание в процессе осмотра.

Для снижения влияния субъективных факторов эксперимент выполняли многократно – каждое испытание повторяли не менее 5 раз для каждого типа магнитного порошка. Такой подход позволил:

- выявить и исключить аномальные результаты, вызванные случайными ошибками;
- оценить воспроизводимость метода при неизменных условиях;
- получить статистически значимую выборку данных.

Порошок, имеющий наибольшую усредненную длину выявленных дефектов, принимается за эталон. Выявляющая способность других исследуемых порошков рассчитывалась относительно эталона.

Другой способ определения выявляющей способности магнитных индикаторных материалов может быть реализован с помощью прибора ПКМС-1М (рис. 10).



Рис. 10. Прибор марки ПКМС-1М

Для проведения данного эксперимента необходимо заранее приготовить суспензии на основе описанных ранее магнитных индикаторов. Концентрация магнитного порошка и дисперсионная среда указываются в ТУ на данный материал.

Затем приготовленную суспензию наносят на образец поливом или с помощью кисти. При этом необходимо медленно вращать регулятор тока, постепенно увеличивая его и наблюдая за поверхностью образца. В момент появления линии из осевшего порошка увеличение тока прекращается. На дисплее измерительного блока будут показаны значения тока и чувствительность магнитного индикатора (табл. 2).

Таблица 2

Данные, полученные с помощью установки ПКМС-1М, при допуске 70 %

Магнитный индикатор	Ток, мА	Чувствительность, %	Средний ток, мА	Средняя чувствительность, %
Минк-020 АМ	110	90	107,6	92,3
	106	94		
	107	93		
Минк-030	101	99	100	100
	99	101		
	100	100		
Черный магнитный порошок по ТУ 6-36-05800165-1009-93	110	90	92	92
	104	96		
	110	90		
Концентрат магнитной суспензии Диагма-1100	110	90	106,6	93,3
	106	94		
	104	96		
Magnaflux 27B	128	78	129,3	77
	126	79		
	134	74		
Диагма-1613	118	85	118	85
	119	84		
	117	86		
Диагма-2623	144	70	144	70
	144	70		
	146	70		

Из проведенных экспериментов можно сделать выводы о выявляющей способности магнитного индикатора, но только относительно какого-либо эталона. Сравнивая показания прибора или суммарную выявленную длину индикаций, можно получить косвенные относительные значения выявляющей способности того или иного магнитного индикатора. Подобные сравнения могут быть полезны при смене партии применяемого магнитного порошка или закупке нового магнитного индикатора. Проведение подобных измерений будет наиболее объективным, если применять специальные приборы и образцы с известными четкими искусственными дефектами.

Заключения

При проведении разрушающих испытаний приходится изготавливать образцы, подобные контролируемым изделиям [10], неразрушающий контроль позволяет проводить испытания изделий без нарушения их целостности [11–14].

Неразрушающий контроль позволяет повышать эффективность и качество изготовления деталей авиационной техники и авиационных материалов [15]. Повышению качества проводимого магнитопорошкового контроля способствует выбор необходимого оборудования и подбор соответствующей оснастки: контрольных образцов, индикаторов магнитного поля, приспособлений для намагничивания, средств освещения

и визуализации, приборов для контроля концентрации суспензии и вспомогательных инструментов и материалов.

Наиболее критичными позициями являются подходящие контрольные образцы, выбранные на основании применяемого оборудования и способов намагничивания, которые помогают подтвердить работоспособность дефектоскопа и магнитного индикатора. Выявляющая способность магнитного индикатора также имеет важное значение.

Список источников

1. РТМ 1.2А.020–2011. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод контроля авиационных деталей. М.: ВИАМ, 2011. 95 с.
2. Неразрушающий контроль: справочник в 7 т. / под общ. ред. В.В. Ключева. М.: Машиностроение, 2004. Т. 6, кн. 1: Магнитные методы контроля. 832 с.
3. Шелихов Г.С. Магнитопорошковая дефектоскопия деталей и узлов. М.: НТЦ «Эксперт», 1995. 224 с.
4. Беда П.И., Выборнов Б.И., Глазков Ю.А. и др. Неразрушающий контроль металлов и изделий: справочник / под. ред. Г.С. Самойловича. М.: Машиностроение, 1976. 456 с.
5. ГОСТ 21105–87. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. М.: Изд-во стандартов, 2003. 14 с.
6. ГОСТ Р 56512–2015. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. Типовые технологические процессы. М.: Стандартиформ, 2016. 56 с.
7. ГОСТ Р ИСО 9934-2–2011. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. Часть 2. Дефектоскопические материалы. М.: Стандартиформ, 2013. 16 с.
8. ASTM E1444/E1444M-16e1. Standard practice for magnetic particle testing. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. 22 p.
9. ГОСТ Р ИСО 9934-1–2011. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. Часть 1. Основные требования. М.: Стандартиформ, 2019. 16 с.
10. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Механические испытания и свойства конструкционных авиационных металлических материалов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 344 с.
11. Бойчук А.С., Диков И.А., Генералов А.С., Яковлева С.И. Неразрушающий контроль радиусных зон монолитных конструкций из углепластика ультразвуковыми фазированными решетками // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 255–266. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-255-266.
12. Скоробогатко Д.С., Головков А.Н., Кудинов И.И., Куличкова С.И. Оценка эффективности использования водных моющих растворов на основе различных классов ПАВ для очистки металлических поверхностей перед проведением капиллярного люминесцентного контроля // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 137–147. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-137-147.
13. Краснов И.С., Ложкова Д.С., Далин М.А. Оценка дефектности заготовок из титановых сплавов для вероятностного расчета риска разрушения дисков газотурбинных двигателей в эксплуатации // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). С. 115–122. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
14. 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: 10.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
15. Герасимов В.Г., Покровский А.Д., Сухоруков В.В. Неразрушающий контроль: в 5 кн. М.: Высшая школа, 1992. Кн. 3: Электромагнитный контроль: практ. пособие / под ред. В.В. Сухорукова. 312 с.

References

1. RTM 1.2A.020–2011. *Non-destructive Testing. Magnetic Particle Testing of Aircraft Components*. Moscow: VIAM, 2011, 95 p.
2. *Non-destructive Testing: Handbook in 7 vols*. Ed. V.V. Klyuev. Moscow: Mashinostroenie, 2004, vol. 6, book 1: Magnetic Testing Methods, 832 p.
3. Shelikhov G.S. *Magnetic Particle Testing of Components and Assemblies*. Moscow: NTC Expert, 1995, 224 p.
4. Beda P.I., Vybornov B.I., Glazkov Yu.A. et al. *Non-destructive Testing of Metals and Products: Handbook*. Ed. G.S. Samoylovich. Moscow: Mashinostroenie, 1976, 456 p.
5. State Standard 21105–87. *Non-destructive Testing. Magnetic Particle Method*. Moscow: Publ. House of Standards, 2003, 14 p.
6. State Standard R 56512–2015. *Non-destructive Testing. Magnetic Particle Method. Typical Technological Processes*. Moscow: Standartinform, 2016, 56 p.
7. State Standard R ISO 9934-2–2011. *Non-destructive Testing. Magnetic Particle Method. Part 2. Flaw Detecting Materials*. Moscow: Standartinform, 2013, 16 p.
8. ASTM E1444/E1444M-16e1. *Standart practive for magnetic particle testing*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016, 22 p.
9. State Standard R ISO 9934-1–2011. *Non-destructive testing. Magnetic particle method*. Part 1. Basic requirements. Moscow: Standartinform, 2019, 16 p.
10. Erasov V.S., Oreshko E.I. *Mechanical testing and properties of structural aircraft metallic materials: textbook*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 344 p.
11. Boychuk A.S., Dikov I.A., Generalov A.S., Yakovleva S.I. Non-destructive testing of radius zones in monolithic carbon fiber reinforced plastic (CFRP) structures using ultra-sonic phased arrays. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 255–266. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-255-266.
12. Skorobogatko D.S., Golovkov A.N., Kudinov I.I., Kulichkova S.I. Evaluation of efficiency of using water washing solutions based on different classes of surfactants for cleaning metal surfaces before carrying out capillary fluorescent penetrant testing. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 137–147. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-137-147.
13. Krasnov I.S., Lozhkova D.S., Dalin M.A. Evaluation of deficiency of titanium alloy forgings for probabilistic calculation of gas turbine engine disks fracture risk. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 115–122. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: March 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
14. 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: March 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
15. Gerasimov V.G., Pokrovsky A.D., Sukhorukov V.V. *Non-destructive testing: in 5 books*. Moscow: Higher School, 1992, book 3: Electromagnetic testing: practical manual. Ed. V.V. Sukhorukov, 312 p.

Информация об авторах

Леднев Игорь Сергеевич, начальник сектора,
НИИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ,
admin@viam.ru

Information about the authors

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

Статья поступила в редакцию 04.05.2026; получена после доработки 02.06.2026;
одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.07.2026.
The article was submitted 04.05.2026; received in revised form 02.06.2026;
approved and accepted for publication after reviewing 20.07.2026.

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