№11
(165)
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

№ 11 (165) ноябрь 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.

Дата публикации на сайте www.viam-works.ru – 20.11.2026
© НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2026

2026 №11 (165) ISSN 2307-6046

ТРУДЫ ВИАМ
TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

Жаропрочные сплавы и стали

Севальнев Г.С., Власов И.И., Копылова Д.С., Яковлев Н.О., Лукин Е.И., Самойлова М.А. Исследование склонности к деформационному упрочнению и изменения коррозионной стойкости в зависимости от температуры закалки стали 12Х14АМФ со сверхравновесным содержанием азота 3

Карашаев М.М., Востриков А.В., Сухов Д.И. Взаимосвязь структуры и механических характеристик никелевых жаропрочных сплавов с технологией производства заготовок дисков, получаемых методом металлургии гранул 15

Слободской П.А., Моисеева Н.С., Дульнев К.В., Елисеев Э.А., Алексеева М.С. Влияние режимов термообработки на структурно-фазовый состав и свойства высокопрочной азотсодержащей стали мартенситного класса 32

Яшин М.С., Капитаненко Д.В., Шпагин А.С., Востриков А.В. Разработка технологии изотермической деформации жаропрочного никелевого сплава с использованием метода компьютерного моделирования 42

Легкие сплавы

Бенариеб И., Зайцев Д.В., Пучков Ю.А. Исследование кристаллической структуры закалочных выделений в алюминиевом сплаве В-1341 системы Al–Mg–Si 52

Полимерные материалы

Лукачевская И.Г., Старцев О.В., Низин Д.Р., Дьяконов А.А., Терешкин А.Л. Влияние влагосодержания на прочность эпоксидного полимера Этал-247 с различными отвердителями 65

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

Sevalnev G.S, Vlasov I.I., Kopylova D.S., Yakovlev N.O., Lukin E.I., Samoilova M.A. Investigation of deformation hardening tendency and to changes in corrosion resistance depending on the quenching temperature of 12Kh14AMF steel with a superequilibrium nitrogen content 3

Karashaev M.M., Vostrikov A.V., Sukhov D.I. Relationship between the structure and mechanical properties of nickel-based heat-resistant alloys and the technology of producing disc blanks produced by granule metallurgy 15

Slobodsky P.A., Moiseeva N.S., Dulnev K.V., Eliseyev E.A., Alekseeva M.S. Influence of heart treatment parameters on structural-phase composition and properties of high-strength nitrogen-alloyed martensitic steel 32

Yashin M.S., Kapitanenko D.V., Shpagin A.S., Vostrikov A.V. Development of isothermal deformation technology for a heat-resistant nickel-based alloy using computer modeling method 42

Light-metal alloys

Benarieb I., Zaytsev D.V., Puchkov Yu.A. Study of crystal structure of quench-induced precipitates in aluminum alloy V-1341 of the Al–Mg–Si system 52

Polymer materials

Lukachevskaia I.G., Startsev O.V., Nizin D.R., Dyakonov A.A., Tereshkin A.L. Effect of moisture content on the strength of Etal-247 epoxy polymer cured with different hardeners 65

Композиционные материалы

Евдокимов А.А., Вешкин Е.А., Славин А.В., Баранников А.А. Установление оптимального технологического режима изготовления профилированного настила из ПКМ с использованием разных типов полимерных матриц 81

Шафиев Д.Н., Ткачук А.И., Суворова Е.С., Эльдяева Г.Б., Коваленко А.В., Сидельников Н.К. Исследования кинетических закономерностей реакции отверждения сферопластика ВПЗ-25 и изменения его физико-механических характеристик после тепловлажностного воздействия 99

Паращенко Н.М., Кожухаров М.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 3. Микроструктура и применение 110

Лосев А.В., Гуляев А.И. Факторы формирования транскристалличности в термопластичных композиционных материалах и структурные аспекты транскристаллитного слоя в полиарилэфиркетонах (обзор) 125

Путилина П.М., Исаев А.Ю. Электронно-лучевое отверждение полимерных композиционных материалов (обзор) 138

Защитные и функциональные покрытия

Сидоров Д.В., Сидоров А.Д. Химические реакции пиролитического разложения метилдихлорсилана 154

Испытания материалов

Антюфеева Н.В., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Косякова А.В., Ефремова А.В., Мараховский П.С. Влияние термообработки на прочностные и теплофизические характеристики полиимидного углепластика 165

Кривушина А.А., Мосунова Д.Н., Горяшник Ю.С., Яковенко Т.В. Микроскопические грибы на полимерных материалах в различных климатических зонах 180

Composite materials

Evdokimov A.A., Veshkin E.A., Slavin A.V., Barannikov A.A. Establishment of an optimal technological regime for manufacturing profiled flooring from PCM using different types of polymer matrices 81

Shafiev D.N., Tkachuk A.I., Suvorova E.S., Eldyaeva G.B., Kovalenko A.V., Sidelnikov N.K. Study of the kinetic regularities of the curing reaction of spheroplastic VPZ-25 and changes in its physical and mechanical characteristics after heat and humidity exposure 99

Parashchenko N.M., Kozhukharov M.S. Review of polymer-derived ceramics (PDC). Part 3. Microstructure and applications 110

Losev A.V., Gulyaev A.I. Transcrystallinity formation factors in thermoplastic composites and structural aspects of the transcrystalline layer in polyaryletherketones (review) 125

Putilina P.M., Isaev A.Yu. Electron beam curing of polymer composite materials (review) 138

Protective and functional coatings

Sidorov D.V., Sidorov A.D. Chemical reactions of pyrolytic decomposition of methyldichlorosilane 154

Material tests

Antyufeeva N.V., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Kosyakova A.V., Efremova A.V., Marakhovsky P.S. Effect of heat treatment on the strength and thermophysical characteristics of polyimide carbon fiber reinforced plastic 165

Krivushina A.A., Mosunova D.N., Goryashnik Yu.S., Yakovenko T.V. Microscopic fungi on polymeric materials in different climatic zones 180

Научная статья

УДК 669.15
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-3-14

ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ И ИЗМЕНЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ СТАЛИ 12Х14АМФ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Г.С. Севальнев[1], И.И. Власов[1], Д.С. Копылова[1], Н.О. Яковлев[1], Е.И. Лукин[2], М.А. Самойлова[2]

[1]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru
[2]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова» Российской академии наук, Москва, Россия; imet@imet.ac.ru

Аннотация. *Проведено комплексное исследование влияния температуры закалки (900–1100 °С) на структуру, механические свойства, деформационное упрочнение и коррозионную стойкость высокоазотистой стали мартенситного класса 12Х14АМФ со сверхравновесным содержанием азота, полученной методом электрошлакового переплава под давлением азота. Установлено, что закалка с 1050 °С обеспечивает оптимальный комплекс свойств: по пределу прочности, показателю упрочнения, ресурсу упрочнения и току коррозии в 3,5%-ном растворе NaCl.*

Ключевые слова: *высокоазотистая сталь, мартенситный класс, электрошлаковый переплав под давлением, деформационное упрочнение, модель Холломона, модель Джонсона–Кука, закалка, коррозионная стойкость*

Для цитирования: Севальнев Г.С., Власов И.И., Копылова Д.С., Яковлев Н.О., Лукин Е.И., Самойлова М.А. Исследование склонности к деформационному упрочнению и изменения коррозионной стойкости в зависимости от температуры закалки стали 12Х14АМФ со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 3–14. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-3-14.

Scientific article

INVESTIGATION OF DEFORMATION HARDENING TENDENCY AND TO CHANGES IN CORROSION RESISTANCE DEPENDING ON THE QUENCHING TEMPERATURE OF 12Kh14AMF STEEL WITH A SUPEREQUILIBRIUM NITROGEN CONTENT

G.S. Sevalnev[1], I.I. Vlasov[1], D.S. Kopylova[1], N.O. Yakovlev[1], E.I. Lukin[2], M.A. Samoilova[2]

[1]Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru
[2]Federal State Budgetary Institution of Science «Institute of Metallurgy and Material Science of A.A. Baikov», Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia; imet@imet.ac.ru

Abstract. *A comprehensive study was conducted to examine the effect of quenching temperature (900–1100 °C) on the structure, mechanical properties, strain hardening, and corrosion resistance of high-nitrogen martensitic steel grade 12Kh14AMF with a super-equilibrium nitrogen content, produced by electroslag remelting under nitrogen pressure. It was found that quenching from 1050 °C provides an optimal combination of properties: tensile strength, hardening index, hardening life and corrosion current in a 3.5% NaCl solution.*

Keywords: *high-nitrogen steel, martensitic grade, electroslag remelting under pressure, strain hardening, Hollomon model, Johnson–Cook model, quenching, corrosion resistance*

For citation: Sevalnev G.S, Vlasov I.I., Kopylova D.S., Yakovlev N.O., Lukin E.I., Samoilova M.A. Investigation of deformation hardening tendency and to changes in corrosion resistance depending on the quenching temperature of 12Kh14AMF steel with a superequilibrium nitrogen content *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 3–14. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-3-14.

Введение

Разработка конструкционных материалов с высокими эксплуатационными характеристиками для работы в условиях интенсивного изнашивания, контактной усталости и агрессивных сред является одной из приоритетных задач современного материаловедения [1– 9]. Особое место среди перспективных конструкционных материалов занимают высокоазотистые стали, в которых азот является легирующим элементом, обеспечивающим одновременное повышение прочностных и коррозионных характеристик [10–12]. Анализ научных работ по данному направлению показывает, что стали с равновесным и сверхравновесным содержанием азота зарекомендовали себя как серьезная альтернатива углеродистым сталям при работе в условиях ударного нагружения и контактной усталости [13, 14].

Особый интерес представляют экономнолегированные стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота, получаемые методом электрошлакового переплава под избыточным давлением азота (ЭШПД). В отличие от традиционного азотирования, обеспечивающего лишь поверхностное насыщение, ЭШПД позволяет достичь однородного распределения азота по всему сечению изделия, что обеспечивает повышение не только поверхностных, но и объемных характеристик изделия [15, 16]. Помимо того, что ЭШПД позволяет получать содержание азота больше равновесного, обеспечивается существенное снижение содержания неметаллических включений по сравнению с выплавкой без последующего переплава [10, 17].

Деформационное упрочнение является одной из важнейших эксплуатационных характеристик мартенситных сталей, определяющей их поведение при контактных, ударных и циклических нагрузках [18]. Количественное описание деформационного упрочнения возможно осуществить с помощью степенного закона Холломона [19] и универсальной модели Джонсона–Кука [20], широко применяемой при численном моделировании динамических процессов [21]. В работах [13, 22, 23] детально исследованы механизмы деформационного упрочнения ряда конструкционных сталей специального назначения применительно к задачам авиационного и машиностроительного применения.

Вместе с тем данные о склонности к деформационному упрочнению экономнолегированных мартенситных сталей системы Cr–Ni–Mn–Mo со сверхравновесным содержанием азота в зависимости от режима термической обработки в отечественной и зарубежной научно-технической литературе практически отсутствуют.

Цель данного исследования – установление закономерностей влияния температуры закалки на структуру, механические свойства, деформационное упрочнение и коррозионную стойкость высокоазотистой стали мартенситного класса системы Cr–Ni–Mn–Mo.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовалась высокоазотистая конструкционная сталь мартенситного класса 12Х14АМФ, разработанная для изготовления изделий, работающих в условиях высоких контактных напряжений. Сверхравновесное содержание азота достигнуто методом ЭШПД согласно технологии, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [10, 16]. Из полученных слитков методом горячей деформации изготовлены прутки ∅25 мм, из которых вырезали образцы для исследований.

Фазовые превращения при нагреве исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) согласно ГОСТ Р 56754–2015 в диапазоне температур 20–1200 °С при скорости нагрева 10 К/мин в атмосфере аргона высокой чистоты.

Металлографические исследования микроструктуры проводили методами световой микроскопии (увеличение ×(100–500)) на образцах, протравленных в реактиве Марбле.

Твердость измеряли методом Виккерса ($HV_{0,5}$) согласно ГОСТ 2999–75 при нагрузке 9,807 Н и продолжительности выдержки 10–15 с.

Механические свойства при статическом растяжении определяли на образцах согласно ГОСТ 1497–2023, оценивали: предел прочности $\sigma_в$, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ и относительное сужение ψ.

Коррозионную стойкость оценивали методом потенциодинамической поляризации в 3,5%-ном растворе NaCl согласно ГОСТ Р ИСО 17475–2012. Из поляризационных кривых методом Тафеля определяли потенциал коррозии E_{cor}, плотность тока коррозии i_{cor}, потенциал питтингообразования E_{pit}, скорость коррозии рассчитывали по закону Фарадея.

Для количественной оценки деформационного упрочнения использовали степенной закон Холломона $\sigma = K\varepsilon n$ (ε – пластическая деформация; n – показатель упрочнения; K – коэффициент прочности) и феноменологическую модель Джонсона–Кука [20]:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C\ln\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right))(1 - \left(\frac{T-T_0}{T_{melt}-T_0}\right)^m),$$

где σ – напряжение течения; A – предел текучести, МПа; B – коэффициент деформационного упрочнения, МПа; n – показатель деформационного упрочнения; C – коэффициент скоростной чувствительности; m – показатель температурного разупрочнения; ε – пластическая деформация; ε_0 – скорость деформации; T – температура; T_{melt} – температура плавления материала. Параметры модели идентифицировали методом наименьших квадратов.

Результаты и обсуждение

Для оценки протекания фазовых превращений проведена сканирующая калориметрия и получена кривая ДСК (рис. 1) высокоазотистой стали 12Х14АМФ. По кривой установлены два интервала наиболее важных фазовых превращений – участки 1–1′ и 2–2′. Начало участка 1–1′ при температуре 650 °С связано с началом протекания фазового превращения $\alpha \rightarrow \gamma$. До температуры 650 °С происходил отпуск мартенсита, выделение карбидных и нитридных фаз из твердого раствора, а также карбонитридных фаз типа (Cr, Fe)(C, N). При температуре ~770 °С происходит завершение фазового перехода и выравнивание термограммы. Далее при температуре ~810 °С реализуется частичное растворение избыточных фаз, в основном карбидов цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, которые также могут быть легированы азотом.

На участке 2–2′ в диапазоне температур 900–1100 °С на кривой ДСК наблюдается широкий эндотермический эффект. Он вызван сразу двумя взаимосвязанными процессами: окончательным растворением карбонитридных фаз и активной аустенизацией матрицы. На производных *1* и *2* кривых dQ/dT регистрируется несколько процессов растворения избыточных фаз: карбидов на основе хрома и нитридов на основе ванадия. Ввиду того, что процесс полного растворения избыточных фаз заканчивается около температуры 1100 °С, последующий нагрев выше данной температуры будет приводить к интенсивному росту аустенитных зерен и снижению механических свойств, в особенности относительного удлинения и ударной вязкости. В связи с этим исследования свойств целесообразно проводить в интервале температур 900–1100 °С.

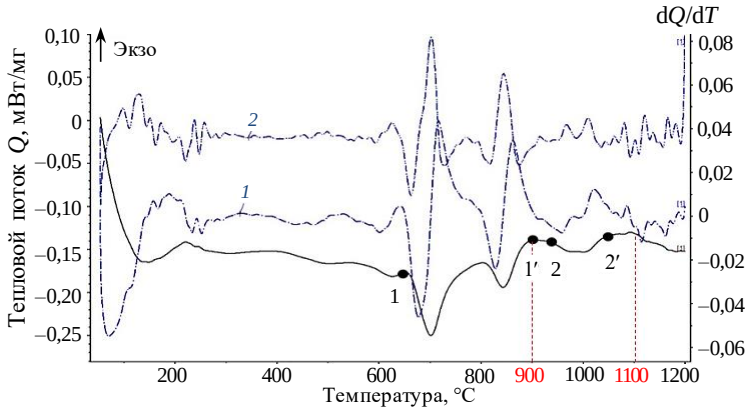


Рис. 1. Кривая дифференциальной сканирующей калориметрии высокоазотистой стали 12Х14АМФ (черная линия), первая (*1*) и вторая (*2*) производные d*Q*/d*T* от теплового потока

Микроструктуры образцов после закалки с температур 900, 950, 1000, 1050 и 1100 °С при увеличении ×500 представлены на рис. 2. После закалки с температуры 900 °С формируется мелкоигольчатый мартенсит с избыточными фазами. При повышении температуры до 950–1000 °С количество нерастворенных частиц карбидов, нитридов и карбонитридов заметно снижается. При закалке с температуры 1000 °С формируется достаточно однородная структура с мелкоигольчатым мартенситом и мелкодисперсными избыточными фазами. Начиная с температуры 1050 °С степень дисперсности мартенсита снижается вследствие увеличения доли растворенных легирующих элементов в матрице и происходит рост аустенитного зерна. При температуре 1100 °С наблюдается также ярко выраженная среднеигольчатая мартенситная структура, что подтверждает интенсивный рост зерна в процессе нагрева [12, 13, 24, 25].

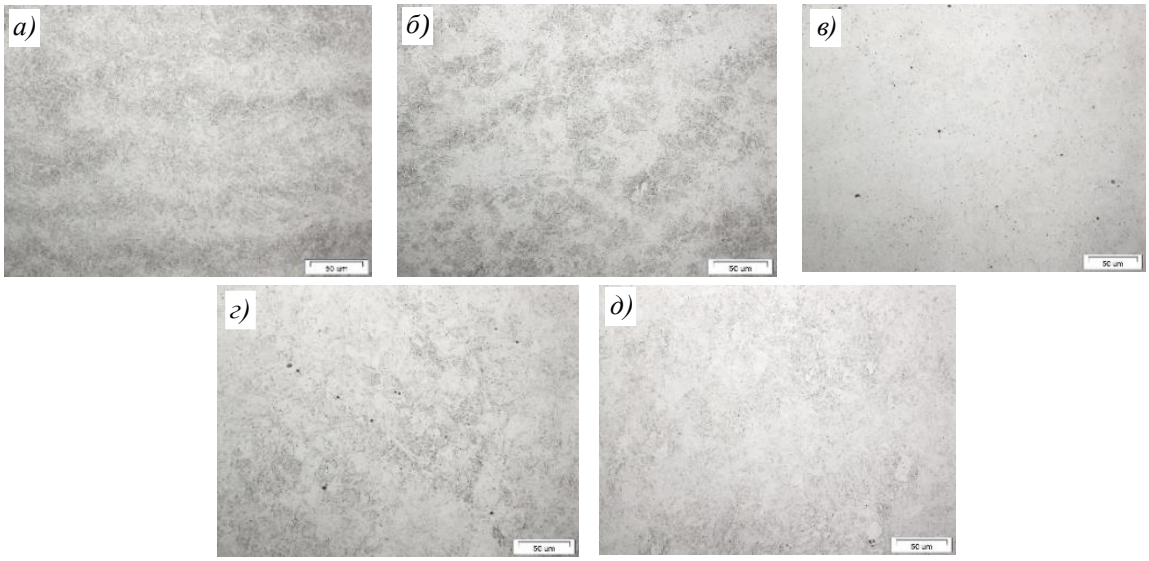


Рис. 2. Микроструктуры (×500) образцов из высокоазотистой стали 12Х14АМФ после закалки с температур 900 (*а*), 950 (*б*), 1000 (*в*), 1050 (*г*) и 1100 °С (*д*)

По характеру изменения твердости в зависимости от температуры закалки (рис. 3) можно подтвердить протекание фазовых превращений. Максимум твердости 641 $HV_{0,5}$ наблюдается при 1000 °С, что на ~11 % больше, чем при 900 °С (576 $HV_{0,5}$). В свою очередь, это связано с упрочнением мартенситной матрицы за счет растворения

избыточных фаз в твердом растворе. Начиная с 1050 °С происходит более интенсивное растворение частиц карбидов и нитридов и упрочнение мартенситной матрицы, но при этом происходит снижение твердости, что связано с активным ростом аустенитного зерна при нагреве. Для хромистых мартенситных сталей такое поведение является закономерным и описано в других научно-технических источниках [12, 26].

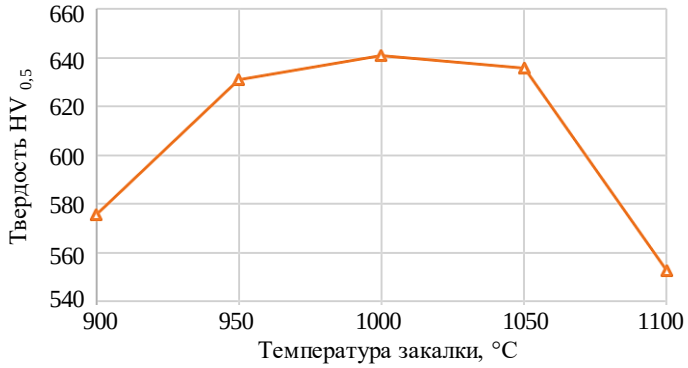


Рис. 3. Температурная зависимость твердости высокоазотистой стали 12Х14АМФ после различных температур закалки

Характер формирования диаграмм растяжения (рис. 4) является классическим для сталей мартенситного класса: плавный переход из упругой области в пластическую без какой-либо площадки текучести, а затем интенсивное деформационное упрочнение [13, 15]. Предел прочности $\sigma_в$ монотонно растет с 1620 МПа при 900 °С и достигает максимума ~1860 МПа при 1050 °С. При этом предел текучести достигает максимума ~1310 МПа при 950 °С, что связано с высокой плотностью избыточных фаз и достаточным растворением легирующих элементов для упрочнения мартенситной матрицы. Затем с увеличением температуры закалки значение $\sigma_{0,2}$ снижается до 1200 МПа при 1100 °С.

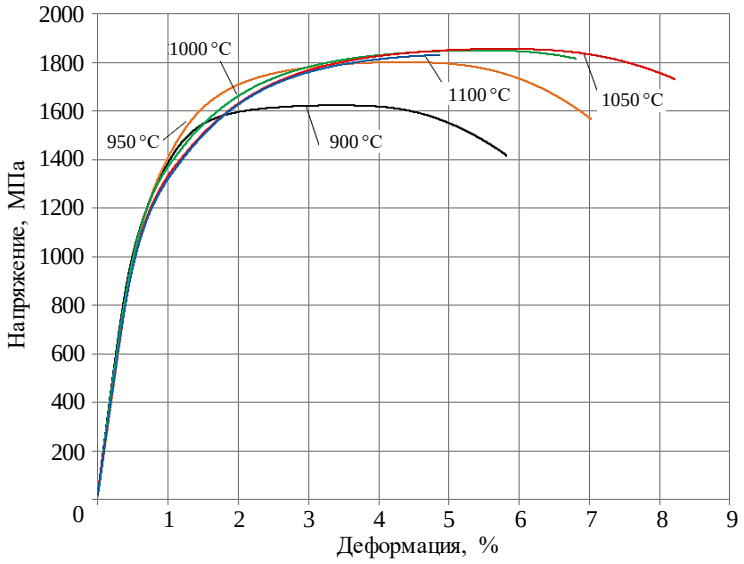


Рис. 4. Диаграммы растяжения при комнатной температуре образцов из стали 12Х14АМФ после закалки с температур 900–1100 °С

Во всем исследованном диапазоне отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ составляет 0,65–0,75 – это свидетельствует о том, что у материала присутствует запас деформационного упрочнения [13,

15]. Лучшие показатели пластичности зафиксированы при 950 °С: δ = 13 %, ψ = 34 %. При более высоких температурах 1000–1100 °С пластичность δ заметно снижается до 7–10 %, ψ – до 7–15 %. Возможная причина снижения пластических характеристик состоит в том, что в однородном мартенсите деформация начинает локализоваться в полосах сдвига [27].

Линеаризация уравнения Холломона в координатах lnσ–lnε показала, что модель достаточно адекватно описывает поведение образцов по всем режимам (R^2 = 0,90–0,99). Показатель упрочнения n монотонно растет с 0,033 при 900 °С до максимума n = 0,061 при 1050 °С (табл. 1). Ресурс упрочнения Δσ при 1050 °С составляет 640 МПа, что в 1,6 раза больше, чем при 900 °С. Физически такое возрастание параметра n объясняется тем, что при полном растворении карбонитридных фаз могут формироваться атмосферы Коттрелла вокруг дислокаций, затрудняя их движение [22, 27].

Анализ ресурса деформационного упрочнения показывает, что с увеличением температуры закалки максимум ресурса увеличился в 1,6 раза: с 400 МПа при 900 °С до 640 МПа при 1050 °С. При этом отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ снижается с 0,753 до 0,656, что в свою очередь свидетельствует о расширении степени деформационного упрочнения. Показатель n при переходе от 900 к 1050 °С увеличивается в ~1,85 раза, что связано с более интенсивным упрочнением мартенситной матрицы за счет растворения легирующих элементов, в частности азота. Как указано ранее, вблизи нитридов могут формироваться атмосферы Коттрелла, что также приводит к эффективному торможению скольжения дислокаций [27].

Таблица 1

Значения параметров уравнения Холломона для высокоазотистой стали мартенситного класса 12Х14АМФ после закалки с различных температур

Температура закалки, °С	n	K, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_в$	Ресурс деформационного упрочнения Δσ, МПа
900	0,033	1828	0,753	400
950	0,050	2157	0,728	490
1000	0,058	2287	0,676	600
1050	0,061	2323	0,656	640
1100	0,056	2223	0,656	630

Помимо деформационного упрочнения по модели Холломона, проведена идентификация параметров модели Джонсона–Кука (табл. 2). Коэффициент скоростной чувствительности C ведет себя нелинейно: при 900–950 °С он невысокий (0,019–0,020), а при переходе к 1000 °С и более скачком вырастает до 0,060. По-видимому, при 900–950 °С скоростную чувствительность в основном определяют нерастворенные карбонитридные частицы через дисперсионное упрочнение. Как только температура закалки преодолевает температуру начала активного растворения частиц (1000 °С), механизм претерпевает изменение: скольжение дислокаций контролируется термически активированными процессами в пересыщенном азотом твердом растворе, в связи с чем наблюдается резкий рост значений параметра C.

Если сравнивать точность двух моделей, то модель Холломона более точно описывает квазистатическое упрочнение: средний показатель среднеквадратичного отклонения равен 122 МПа против 392 МПа по модели Джонсона–Кука – разница более чем в 3 раза. Данное расхождение является закономерным: показатель n в двух моделях имеет принципиально разный физический смысл. В модели Холломона n – это истинный показатель деформационного упрочнения, который явно следует из наклона

кривой lnσ–lnε. По модели Джонсона–Кука показатель n связан с описанием формы нормированной кривой упрочнения относительно предела текучести A, поэтому значения и расходятся (0,033–0,061 против 0,53–0,76). При этом по обеим моделям получен идентичный результат: в диапазоне температур 1000–1050 °С реализуется максимальное деформационное упрочнение.

Таблица 2

Параметры модели Джонсона–Кука для высокоазотистой стали мартенситного класса 12Х14АМФ после закалки с различных температур

Температура закалки, °С	A, МПа	B, МПа	C	n	m
900	1220	756	0,020	0,70	1,12
950	1310	791	0,019	0,53	1,11
1000	1250	791	0,060	0,76	0,91
1050	1220	791	0,060	0,68	1,00
1100	1200	791	0,060	0,61	1,03

Потенциодинамические испытания в 3,5%-ном растворе NaCl выявили характерную зависимость коррозионной стойкости от температуры закалки (табл. 3). В диапазоне температур 900–1000 °С ток коррозии i_{cor} растет с 0,110 до 0,436 мкА/см², что ускоряет коррозионные процессы при электрохимическом взаимодействии. Значения потенциалов питтинга E_{pit} при этом находятся ниже или близко к значениям E_{cor}, что прямо указывает на неустойчивое пассивное состояние поверхности. Это связано с наличием высокого содержания избыточных карбидных и нитридных фаз на основе хрома, которые в свою очередь обедняют твердый раствор по данному легирующему элементу, в результате чего пассивирующая пленка претерпевает ускоренное разрушение [25, 28].

При закалке с 1050 °С коррозионная стойкость увеличивается, что также подтверждает предыдущие исследования. Ток коррозии i_{cor} снижается до 0,013 мкА/см², что в 33 раза ниже, чем при закалке с 1000 °С. Расчетная скорость коррозии V_{cor} = 0,15 мм/год, потенциал коррозии сдвигается в наиболее положительную область (E_{cor} = –89 мВ), а E_{pit} = +158 мВ заметно лучше, чем при всех остальных режимах. Увеличение коррозионной стойкости связано с растворением карбонитридных фаз в твердом растворе, вследствие чего хром и азот равномерно распределяются по мартенситной матрице и это создает условия для формирования однородной, химически устойчивой пассивной пленки в хлоридсодержащей среде. При 1100 °С ситуация выглядит неоднозначно: формально ток коррозии i_{cor} тоже низкий, однако E_{pit} = –167 мВ, что ниже E_{cor}. Это означает, что устойчивость пассивирующей пленки значительно снижается и, по-видимому, связано с увеличением степени разнозернистости в структуре.

Таблица 3

Результаты электрохимического анализа образцов из высокоазотистой стали 12Х14АМФ после различных температур закалки

Температура закалки, °С	Потенциал коррозии E_{cor}, мВ	Плотность тока коррозии i_{cor}, мкА/см²	Скорость коррозии V_{cor}, мм/год	Потенциал питтингообразования E_{pit}, мВ
900	–139	0,110	1,28	–138
950	–226	0,209	2,45	–128
1000	–198	0,436	5,10	–131
1050	–89	0,013	0,15	+158
1100	–182	0,0001	0,001	–167

Заключения

Методом ДСК установлено, что в высокоазотистой стали 12Х14АМФ мартенситного класса системы Cr–Ni–Mn–Mo завершение растворения карбонитридных фаз и гомогенизация аустенита происходят в диапазоне температур 900–1100 °С, в результате чего данный диапазон выбран для проведения исследования структуры, механических свойств и коррозионной стойкости

Металлографический анализ подтвердил последовательное растворение карбонитридных включений с ростом температуры закалки и изменение степени дисперсности мартенситной структуры. Установлено, что наиболее однородная мелкодисперсная структура достигается при 1000–1050 °С. Дальнейшее увеличение температуры закалки приводит к полному растворению избыточных фаз и снижению дисперсности мартенсита.

Наибольший предел прочности $\sigma_в$ = 1860 МПа достигается при закалке с 1050 °С. Отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ во всем диапазоне температур составляет 0,65–0,75, что указывает на достаточную склонность к деформационному упрочнению.

По модели Холломона показатель n монотонно возрастает с 0,033 при 900 °С до максимума n = 0,061 при 1050 °С. Ресурс деформационного упрочнения $\Delta\sigma$ = 640 МПа при 1050 °С превышает значение при 900 °С в 1,6 раза.

Параметры модели Джонсона–Кука выявили увеличение коэффициента скоростной чувствительности C в 3 раза при увеличении температуры закалки >1000 °С, что связано с началом интенсивного растворения избыточных фаз. Модель Холломона обеспечивает точность аппроксимации квазистатического упрочнения в 3,2 раза больше, чем модель Джонсона–Кука.

Закалка с 1050 °С обеспечивает наилучшую коррозионную стойкость в 3,5%-ном растворе NaCl: i_{cor} = 0,013 мкА/см^2, V_{cor} = 0,15 мм/год, E_{pit} = +158 мВ – ток коррозии в 33 раза ниже по сравнению с закалкой с 1000 °С, что обуславливает формирование прочной пассивирующей пленки вследствие растворения избыточных фаз на основе хрома в твердом растворе.

При температуре закалки 1050 °С реализуется наилучший комплекс механических свойств и коррозионной стойкости, что достигается упрочнением твердого раствора.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» в соответствии со «Стратегическими направлениями развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [29].

Список источников

1. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Механические испытания и свойства конструкционных авиационных металлических материалов: учебное пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 344 с.
2. Ерасов В.С., Сибаев 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: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
3. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Монин С.А. Испытания конструкционных металлических материалов на скорость роста трещины усталости в коррозионно-активной среде (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). С. 135–144. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144.

4. 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: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
5. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Карашаев М.М., Рыжков П.В. Испытания на малоцикловую усталость с выдержкой в цикле жаропрочных металлических материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). С. 123–137. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-123-137.
6. Ходинев И.А., Баранова Е.В. Усталостная долговечность жаропрочного титанового сплава при различных частотах нагружения // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). С. 71–82. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.
7. Антипов В.В., Медведев И.М., Кутырев А.Е., Житнюк С.В. Исследование электрохимических свойств ненаполненных анодно-оксидных покрытий на алюминиевых сплавах марок 1163, В-1461 и В96Ц3п.ч. при ускоренных испытаниях // Труды ВИАМ. 2019. № 6 (78). С. 51–64. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-6-51-64.
8. Фомина М.А., Заварзин С.В., Демин С.А. Исследование коррозионной стойкости алюминиевых образцов из сплава 1163-АТ с электропроводными гальваническими покрытиями в контакте с углепластиком ВКУ-39/ВТкУ-2.200 // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). С. 96–104. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-96-104.
9. Кравченко Д.В., Козлов И.А., Никифоров А.А., Толмачев Я.В. Влияние способов подготовки поверхности алюминиевого сплава 1163-АТ на адгезию гальванических покрытий // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). С. 74–88. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-74-88.
10. Крылов С.А., Евгенов А.Г., Щербаков А.И., Макаров А.А. Новая электрошлаковая печь под давлением ДЭШП-0,1: освоение и перспективы развития // Труды ВИАМ. 2016. № 5 (41). С. 28–35. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-5-4-4.
11. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тонышева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионностойкой стали для деталей подшипников // Металлург. 2019. № 11. С. 39–44.
12. Блинов В.М., Елистратов А.В., Колесников А.Г. и др. Влияние термической обработки на структурные превращения и свойства высокоазотистых хромистых сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 6. С. 19–24.
13. Севальнев Г.С., Власов И.И., Дульнев К.В. и др. Исследование износостойкости и контактной выносливости высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей после химико-термической и термической обработки // Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов: материалы XIV Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат». М., 2022. С. 109–122.
14. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Изд-во «Проф. Марин Дринов», 1995. 268 с.
15. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 12. С. 3–6.
16. Ригина Л.Г. Исследование и разработка ЭШП и ЭШПД хромомарганцевых сталей, легированных азотом: дис. … канд. техн. наук. М., 2005. 149 с.
17. 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: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.

18. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Оспенникова О.Г., Алексеева М.С., Громов В.И. Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей: учебное пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2019. 600 с.
19. Hollomon J.H. Tensile deformation // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. 1945. Vol. 162. P. 268–290.
20. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings 7th International Symposium on Ballistics. Hague, 1983. P. 541–547.
21. Umbrello D., M'Saoubi R., Outeiro J.C. The influence of Johnson–Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2007. Vol. 47. No. 3–4. P. 462–470. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.06.006.
22. Севальнев Г.С., Севальнева Т.Г., Колмаков А.Г., Дульнев К.В., Крылов С.А. Исследование триботехнических характеристик коррозионностойких сталей с различным механизмом объемного упрочнения // Труды ВИАМ. 2021. № 10 (104). С. 3–11. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
23. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // Steel Research. 1996. Vol. 67. No. 8. P. 343–349.
24. Гаврилюк В.Г. Углерод, азот и водород в сталях: пластичность и хрупкость // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2015. Т. 58. № 10. С. 761–768. DOI: 10.17073/0368-0797-2015-10-761-768.
25. Костина М.В. Развитие принципов легирования Cr-N сталей и создание коррозионностойких сталей нового поколения со структурой азотистого мартенсита и аустенита для высоконагруженных изделий современной техники: автореферат дис. … д-ра техн. наук. М., 2003. 42 с.
26. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature // Materials science forum. Transaction Technical Publications Ltd., 1999. Vol. 318. P. 443–448.
27. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron // Proceedings of the Physical Society A. 1949. Vol. 62. P. 49–62.
28. Блинов В.М., Лукин Е.И., Блинов Е.В., Самойлова М.А., Севальнев Г.С. Особенности разрушения при растяжении коррозионностойких аустенитных сталей со сверхравновесным содержанием азота // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 4. С. 10–14. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-4-10-14.
29. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Erasov V.S., Oreshko E.I. *Mechanical Testing and Properties of Structural Metallic Materials for Aerospace Applications*: A Textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 344 p.
2. 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: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
3. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Monin S.A. Tests of structural metallic materials for the fatigue crack growth rate in a corrosive environment (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), pp. 135–144. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144.
4. 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: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.

5. Gorbovets M.A., Hodinev I.A., Karashaev M.M., Ryzhkov P.V. Low cycle dwell fatigue testing of heat resistant metallic materials (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), pp. 123–137. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-123-137.
6. Hodinev I.A., Baranova E.V. Fatigue life of a heat-resistant titanium alloy at various loading frequencies. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), pp. 71–82. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.
7. Antipov V.V., Medvedev I.M., Kutyrev A.E., Zhitnyuk S.V. The investigation of electrochemical properties of non-sealed oxide coatings on 1163, V-1461, V96C3pch aluminum alloys during accelerated testing. *Trudy VIAM*, 2019, no. 6 (78), pp. 51–64. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-6-51-64.
8. Fomina M.A., Zavarzin S.V., Demin S.A. Study of the corrosion resistance of aluminum specimens from 1163-AT alloy with conductive electroplated coatings in contact with VKU-39/VTkU-2.200 carbon fiber. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), pp. 96–104. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-96-104.
9. Kravchenko D.V., Kozlov I.A., Nikiforov A.A., Tolmachev Y.V. The influence of 1163-AT aluminium alloy surface preparation on the adhesion of electroplated coatings. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 74–88. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-74-88.
10. Krylov S.A., Evgenov A.G., Shherbakov A.I., Makarov A.A. New pressure electroslag remelting furnace PESR-0,1: development and prospects for improvement. *Trudy VIAM*, 2016, no. 5, pp. 28–35. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-5-4-4.
11. Bakradze M.M., Voznesenskaya N.M., Leonov A.V., Krylov S.A., Tonysheva O.A. Development and investigation of high-strength corrosion-resistant steel for bearing components. *Metallurg*, 2019, no. 11, pp. 39–44.
12. Blinov V.M., Elistratov A.V., Kolesnikov A.G. et al. Influence of heat treatment on structural transformations and properties of high-nitrogen chromium steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2000, no. 6, pp. 19–24.
13. Sevalnev G.S., Vlasov I.I., Dulnev K.V. et al. Investigation of wear resistance and contact fatigue of high-carbon and high-nitrogen steels after thermochemical and heat treatment. *Physico-mechanical testing, strength, and reliability of modern structural and functional materials*: Proceedings of the XIV All-Rus. Conf. on Testing and Investigation of Material Properties «TestMat». Moscow, 2022, pp. 109–122.
14. Rashev Ts.V. *High-Nitrogen Steels. Metallurgy Under Pressure*. Sofia: Prof. Marin Drinov Publ. House, 1995, 268 p.
15. Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M. Characteristics of nitrogen-alloyed steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2000, no. 12, pp. 3–6.
16. Rigina L.G. *Research and development of ESR and ESR of chromium-manganese steels alloyed with nitrogen*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2005, 149 p.
17. 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 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
18. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Ospennikova O.G., Alekseeva M.S., Gromov V.I. *Surface Engineering and Operational Properties of Nitrided Structural Steels*: A Textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2019, 600 p.
19. Hollomon J.H. Tensile deformation. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1945, vol. 162, pp. 268–290.
20. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings 7th International Symposium on Ballistics*. Hague, 1983, pp. 541–547.

21. Umbrello D., M'Saoubi R., Outeiro J.C. The influence of Johnson–Cook material constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, no. 3–4, pp. 462–470. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.06.006.
22. Sevalnev G.S., Sevalneva T.G., Kolmakov A.G., Dulnev K.V., Krylov S.A. Study of the tribo-technical characteristics of corrosion-resistant steels with different mechanisms of volumetric hardening. *Trudy VIAM*, 2021, no. 10 (104), pp. 3–11. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
23. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study. *Steel Research*, 1996, vol. 67, no. 8, pp. 343–349.
24. Gavrilyuk V.G. Carbon, nitrogen, and hydrogen in steels: ductility and brittleness. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedeniy. Chernaya Metallurgiya*, 2015, vol. 58, no. 10, pp. 761–768. DOI: 10.17073/0368-0797-2015-10-761-768.
25. Kostina M.V. D*evelopment of alloying principles for Cr–N steels and the creation of a new generation of corrosion-resistant steels with a nitrogen-containing martensitic and austenitic structure for highly loaded components in modern engineering*: abstract thesis, Dr. Sc. (Tech.). Moscow, 2003, 42 p.
26. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature. *Materials science forum*. Transaction Technical Publications Ltd., 1999, vol. 318, pp. 443–448.
27. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proceedings of the Physical Society A*, 1949, vol. 62, pp. 49–62.
28. Blinov V.M., Lukin E.I., Blinov E.V., Samoylova M.A., Sevalnev G.S. Features of Tensile Fracture in Corrosion-Resistant Austenitic Steels with a Super-Equilibrium Nitrogen Content. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2021, no. 4, pp. 10–14. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-4-10-14.
29. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

Севальнев Герман Сергеевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Власов Иван Игоревич, инженер 2 категории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Копылова Дарья Сергеевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Яковлев Николай Олегович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Лукин Евгений Игоревич, старший научный сотрудник, к.т.н., ИМЕТ РАН, imet@imet.ac.ru

Самойлова Маргарита Анатольевна, инженер-исследователь, ИМЕТ РАН, imet@imet.ac.ru

Information about the authors

German S. Sevalnev, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Ivan I. Vlasov, Second Category Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Daria S. Kopylova, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikolay O. Yakovlev, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Evgeny I. Lukin, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, imet@imet.ac.ru
Margarita A. Samoylova, Research Engineer, Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, imet@imet.ac.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 669.018.44:669.245
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-15-31

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ С ТЕХНОЛОГИЕЙ ПРОИЗВОДСТВА ЗАГОТОВОК ДИСКОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МЕТАЛЛУРГИИ ГРАНУЛ

М.М. Карашаев[1], А.В. Востриков[1], Д.И. Сухов[1]

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

Аннотация. *Представлены основные закономерности современного производства заготовок дисков из порошков-гранул никелевых жаропрочных сплавов, получаемых с помощью метода металлургии гранул (as-HIP). Проанализированы результаты работ, посвященных данному направлению, в которых отражается взаимосвязь структуры и механических характеристик никелевых жаропрочных сплавов с технологическими параметрами производства заготовок дисков, полученных с применением технологии горячего изостатического прессования.*

Ключевые слова: *металлургия гранул, жаропрочные никелевые сплавы, горячее изостатическое прессование, метод PREP, закалка, старение*

Для цитирования: Карашаев М.М., Востриков А.В., Сухов Д.И. Взаимосвязь структуры и механических характеристик никелевых жаропрочных сплавов с технологией производства заготовок дисков, получаемых методом металлургии гранул // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 15–31. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-15-31.

Scientific article

RELATIONSHIP BETWEEN THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL-BASED HEAT-RESISTANT ALLOYS AND THE TECHNOLOGY OF PRODUCING DISC BLANKS PRODUCED BY GRANULE METALLURGY

M.M. Karashaev[1], A.V. Vostrikov[1], D.I. Sukhov[1]

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

Abstract. *This paper presents the key principles of modern disk blank production from nickel-based heat-resistant alloy powder granules produced by the granule metallurgy method (as-HIP). The results of studies devoted to this area are analyzed, and reflect the relationship between the structure and mechanical properties of nickel-based superalloys and the process parameters for producing disk blanks obtained using hot isostatic pressing technology.*

Keywords: *granule metallurgy, superalloys, hot isostatic pressing, PREP method, quenching, aging*

For citation: Karashaev M.M., Vostrikov A.V., Sukhov D.I. Relationship between the structure and mechanical properties of nickel-based heat-resistant alloys and the technology of producing disc blanks produced by granule metallurgy. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 15–31. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-15-31.

Введение

Развитие авиационного двигателестроения в Российской Федерации (РФ) связано с необходимостью создания перспективных газотурбинных двигателей (ГТД) с повышенным комплексом эксплуатационных характеристик для военной и гражданской авиации [1–5].

При этом повышение температуры газа на входе в турбину рассматривается как одно из перспективных направлений, так как это способствует возрастанию коэффициента полезного действия турбины [6]. Одними из основных деталей, определяющих надежность двигателя, являются диски, ресурс которых определяет наработку, когда необходим ремонт всего двигателя [7].

В авиационном материаловедении широкую известность получила технология металлургии гранул, основанная на получении гранул с помощью высокоскоростной кристаллизации и последующем изготовлении заготовок-деталей путем компактирования этих гранул методом горячего изостатического прессования (ГИП). С помощью данной технологии можно получать заготовки-детали с повышенным комплексом механических характеристик, а также с низкой металлоемкостью и трудоемкостью изготовления [8].

Начиная с 1986 г. впервые в мировой практике диски из никелевого жаропрочного сплава (НЖС) марки ЭП741НП, полученные по этой технологии, применены в конструкции авиационного ГТД четвертого поколения ПС-90А, предназначенного для пассажирских и транспортных перевозок [9]. К настоящему времени в РФ не существует ни одного современного двигателя без дисков из гранул (рис. 1). Это семейства двигателей ПС-90А, РД-33, АЛ-31ФН, а также новые перспективные двигатели ПД-14 и ПД-35 [10].

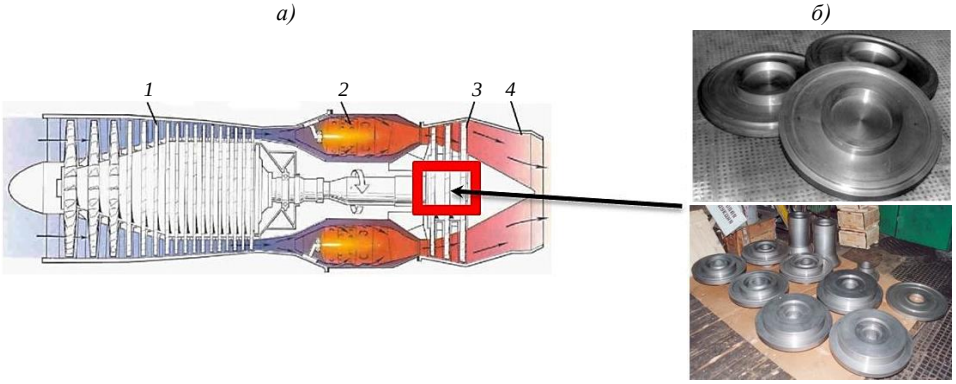


Рис. 1. Конструктивная схема (*а*) турбореактивного двигателя (ТРД): *1* – компрессор; *2* – камера сгорания; *3* – турбина; *4* – реактивное сопло. Диски турбин и последних ступеней компрессора (*б*) из никелевого жаропрочного сплава, полученные методом металлургии гранул (as-HIP)

Сущность метода металлургии гранул (as-HIP) и влияние высокоскоростной кристаллизации на микроструктуру гранул

Теоретическое обоснование технологии производства гранул из НЖС, потенциальные служебные характеристики ответственных изделий из них и экспериментальное подтверждение предложенных положений получены в начале 70-х гг. XX в. во Всесоюзном институте легких сплавов (ныне – ОАО «ВИЛС») под руководством академика АН СССР А.Ф. Белова и члена-корреспондента АН СССР В.И. Добаткина [11, 12].

Показано, что гранулы, полученные методом высокоскоростной кристаллизации расплава, имеют дендритную структуру с соответствующей дендритной ликвацией и усадкой, сосредоточенной в основном на поверхности этих гранул в виде микропористости дендритного характера [13, 14]. Из этого следовало, что, создавая высокие скорости при охлаждении расплава и диспергируя структурные составляющие, можно существенно уменьшить химическую неоднородность по объему металла, а поскольку

создать высокие скорости охлаждения в большом объеме расплава – это практически нерешаемая задача, то возникла идея охлаждать малые, микроскопические порции расплава полностью легированного сплава, т. е. получать микрослитки (гранулы) с химическим составом, соответствующим конкретным сплавам, а затем эти гранулы консолидировать в плотный компакт (рис. 2) [15].

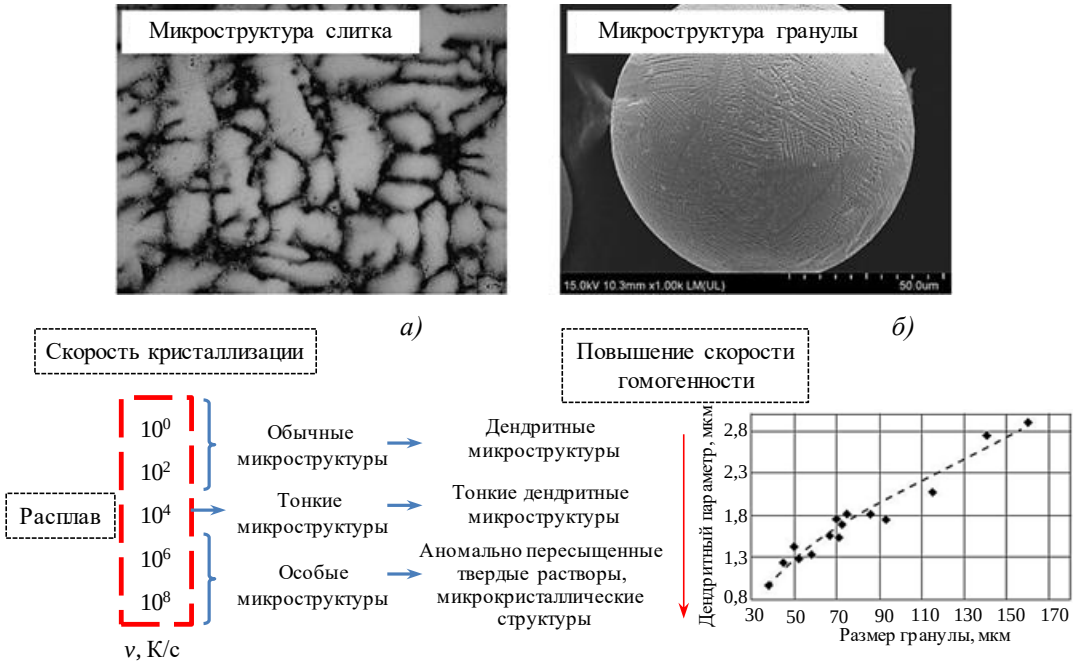


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру (*а*) и величину дендритного параметра (*б*). Для сравнения сверху представлены микроструктуры слитка и гранулы

Установлено также, что при получении гранул методом плазменной плавки и центробежного распыления литой вращающейся заготовки (метод PREP – Plasma Rotating Electrode Process) имеет место переход первичных карбидов из литой заготовки в гранулы без значительного изменения их размера, что накладывало ограничения на диаметр используемых заготовок после их выплавки [14]. Экспериментальным путем установлено, что диаметр литой заготовки не должен превышать ~90 мм, чтобы размер карбидных выделений (типа MeC), переходящих в гранулы, не превышал ~(5–8) мкм (рис. 3). Наличие более крупных карбидов данного типа в гранулах нежелательно, так как при этом в процессе последующих карбидных реакций в конечном материале возникает неоднородность распределения карбидов типа $Me_{23}C_6$ [10].

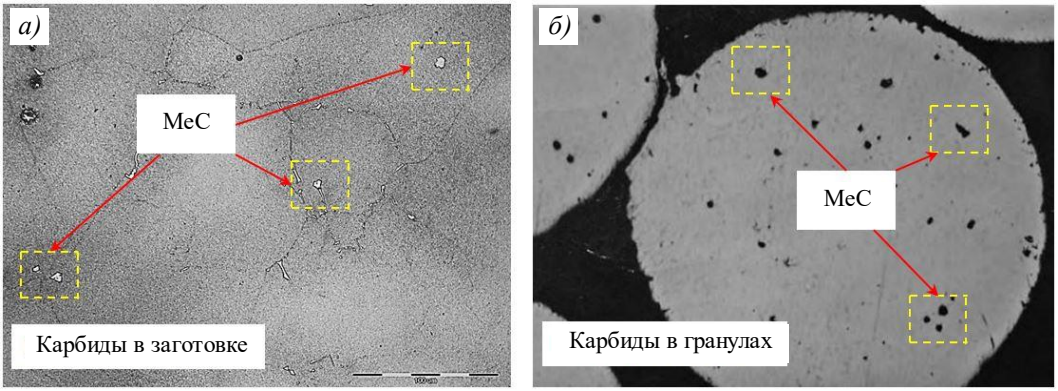


Рис. 3. Карбидные включения типа MeC в монолитной заготовке и гранулах – микроструктура никелевого сплава после полной термической обработки (*а*) и микроструктура гранулы (*б*)

В РФ применительно к авиационному двигателестроению метод производства гранул основывается на плазменном распылении литой вращающейся заготовки (метод PREP), а гранулы, получаемые этим методом, отличаются низким содержанием кислорода, высокой сферичностью частиц, благодаря чему обеспечивается хорошая текучесть и более высокая заполняемость формообразующих элементов (капсул). В табл. 1 представлены требования к качеству гранул НЖС марки ЭП741НП, полученных методом PREP по годам.

Таблица 1

Требования к качеству гранул никелевого жаропрочного сплава марки ЭП741НП, получаемых методом PREP по годам (данные из работы [16])

Год	Крупность гранул, мкм	Содержание кислорода, % (по массе)	Содержание неметаллических частиц в пробе, шт./кг
1981	–315+70	≤0,010	Не ограничено
1982	–200+70	≤0,007	До 100
1986	–140+50	≤0,005	До 50
1998	–140+50	≤0,005	До 10
2003	–100+50	≤0,007	До 6
2005	–70	≤0,007	До 6

В процессе плазменной плавки и центробежного распыления получают гранулы узкого гранулометрического состава, причем средний размер частиц весьма надежно регулируется одним параметром – частотой вращения заготовки [17].

В работе [18] проведены исследования структуры и физико-механических свойств гранул из НЖС марки ВВ752П, изготовленных методом PREP. Показано, что увеличение скорости кристаллизации более мелких гранул способствует измельчению структурных и фазовых составляющих в исследуемом сплаве. Из рис. 4 видно, что по мере уменьшения размеров дендритных ячеек и утонения осей дендритов увеличивается дисперсность частиц карбидной фазы, а величина дендритного параметра изменяется от ~2,8 мкм в гранулах фракционного состава –140+100 мкм до ~1 мкм в гранулах фракционного состава –80+50 мкм. Общий вид такой структуры на поверхности гранул представлен на рис. 4.

Одним из важных выводов использования гранул является то, что уменьшение пространственного масштаба дендритной неоднородности способствует ускорению диффузионного выравнивания химического состава в гранулах и в компактном материале в процессе нагрева вследствие уменьшения диффузионного пути ликвирующих элементов по сравнению со слитком. Такое выравнивание химического состава подтверждено исследованиями микроструктуры гранул в работах [18, 19].

В этих же работах микроструктуру гранул исследовали на присутствие нежелательной газовой микропористости, при наличии которой в процессе последующих технологических операций компактирования и термической обработки крупные поры, заполненные инертным газом, способны коагулировать и служить источником зарождения трещин и, соответственно, причиной снижения ресурса и надежности получаемых заготовок. Микропористость исследовали на фракциях: <50, –80+50 и –140+100 мкм.

Как показали проведенные исследования, в некоторых гранулах наблюдались очень мелкие поры усадочного характера, расположенные по границам дендритов, размер которых увеличивается (от нескольких долей микрометра до 1–2 мкм) с увеличением размера гранул [18].

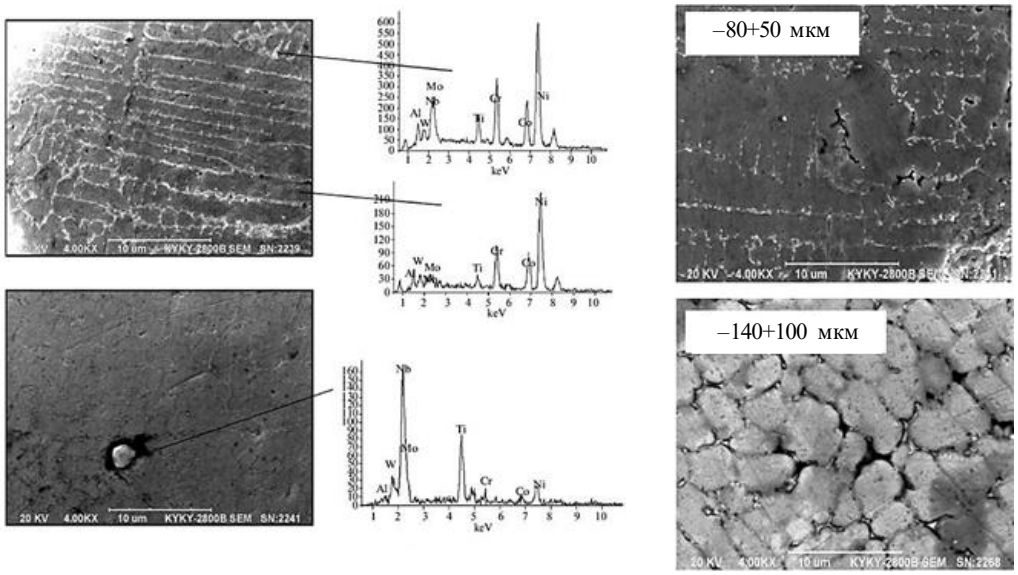


Рис. 4. Микроструктуры внутренних объемов гранул из никелевого жаропрочного сплава марки ВВ752 фракций –80+50 мкм и –140+100 мкм. Показана дендритная структура получаемых гранул и междендритная пористость (данные из работы [18])

Разработка никелевых жаропрочных сплавов для дисков турбин, получаемых методом металлургии гранул (as-HIP)

Один из первых жаропрочных сплавов на основе никеля марки ЭИ437, разработанный в конце 40-х гг. XX в., открыл новое направление развития отечественного авиационного материаловедения. Гетерофазная структура сплава, состоящая из твердого γ-раствора никеля и содержащая когерентные частицы упорядоченной γ′-фазы (Ni_3Al), стала базовой для всех никелевых сплавов [20–22].

В последующем проблема повышения эксплуатационных характеристик сплавов решалась не только усложнением химического состава, но и развитием технологии производства изделий. Однако возрастание прочностных характеристик этих сплавов существенно затрудняло пластическую деформацию заготовок, полученных из слитков, что требовало разработки специальных схем процесса, а увеличение содержания легирующих элементов приводило к необходимости использования дополнительного переплава для борьбы с дефектами, характерными для слитков [23, 24].

Для решения обозначенных проблем и снижения трудоемкости изготовления заготовок дисков применена технология металлургии гранул (as-HIP). Первым отечественным гранулируемым дисковым сплавом стал сплав марки ЭП741П, созданный на основе деформируемого варианта (табл. 2).

Таблица 2

Эволюция химического состава никелевого жаропрочного сплава марки ЭП741НП применительно к технологии металлургии гранул (as-HIP) [25]

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)										
	Ni	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Hf	B	C
ЭП741	Основа	9,2	16,0	6,7	2,2	4,8	1,4	1,7	–	0,02	0,08
ЭП741П		9,7	16,0	6,7	2,6	4,8	1,5	1,4	–	0,02	0,06
ЭП741НП		8,7	15,7	5,5	3,8	5,0	1,8	2,6	0,3	0,015	0,04

Структурная особенность сплава ЭП741 базового состава после центробежного распыления и горячего прессования – наличие границ исходных гранул, через которые не прорастали рекристаллизованные зерна. Одной из причин таких структурных

аномалий являлись частицы карбидов, которые, образуясь на поверхностях гранул при их распылении, в дальнейшем препятствовали полной консолидации материала.

Для устранения этого дефекта в гранулируемом сплаве ЭП741П было несколько увеличено содержание карбидообразующих элементов (Cr, Mo, Ti) и снижено содержание C с 0,08 до 0,06 % (по массе) (табл. 2) по сравнению с деформируемым вариантом. Тем не менее общий уровень механических характеристик сплава ЭП741П был ниже, чем обеспечиваемый деформируемым вариантом сплава ЭП741.

Принципиальным нововведением при разработке более совершенного сплава марки ЭП741НП стала добавка гафния (Hf), образующего стабильные карбиды типа MeC, что позволило устранить карбидные сетки по границам исходных гранул в микроструктуре, а также гранулы в изломе образцов (рис. 5).

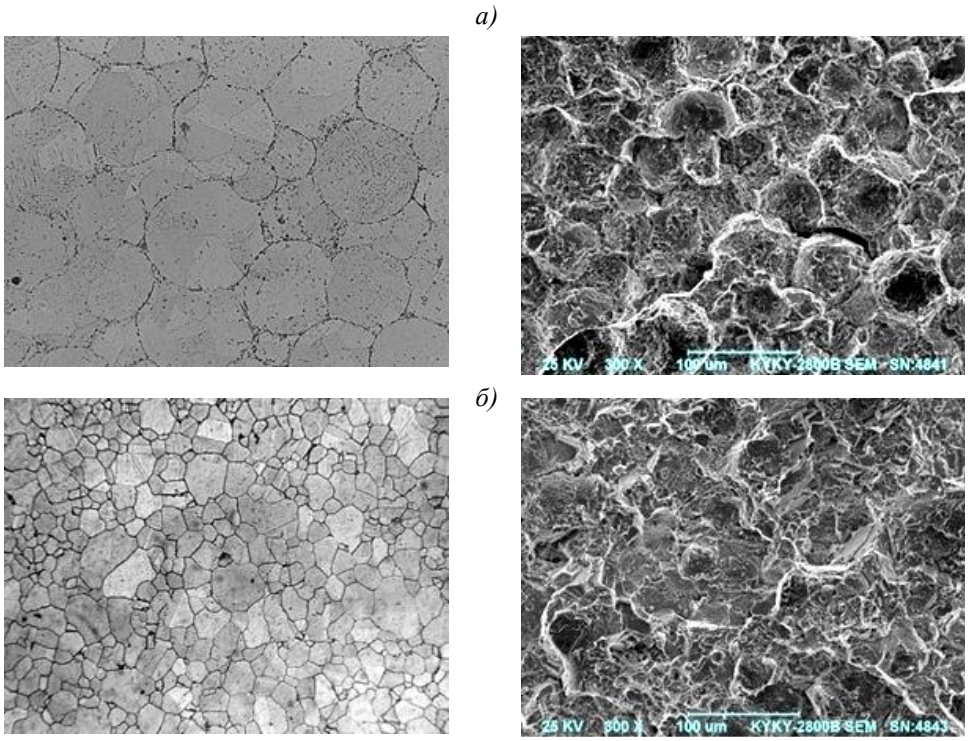


Рис. 5. Влияние гафния (Hf) на микроструктуру никелевого жаропрочного сплава марки ЭП741НП: *а, б* – микроструктура и вид излома в сплаве без добавки и с добавкой Hf соответственно

Введение в состав сплава гафния, который образует на стадии расплава стабильные карбиды с низкой растворимостью в никелевых сплавах, позволяет предотвратить распад первичных карбидов на стадии ГИП и сформировать зеренную структуру без следов наследственных границ гранул [24].

Присутствие определенного количества гафния в составе никелевых гранулируемых сплавов полностью решает проблему карбидных сеток по наследственным границам гранул, поэтому практически все российские гранулируемые сплавы содержат гафний (табл. 3) [26].

Решение проблемы наследственных границ гранул и, соответственно, снижение чувствительности гранулируемых сплавов к концентраторам напряжений при их испытании на длительную прочность открыло широкие возможности по дальнейшему усложнению легирования с целью обеспечения требований к уровню механических свойств НЖС [27].

Таблица 3

Химические составы гранулируемых никелевых жаропрочных сплавов [25]

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)											
	Ni	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Hf	V	B	C
ЭИ698П	Основа	14,5	–	–	3,0	1,65	2,55	2,1	–	–	0,015	0,05
ЭП741П		9,7	16,0	6,7	2,6	4,8	1,5	1,4	–	–	0,02	0,06
ЭП741НП		8,7	15,7	5,5	3,8	5,0	1,8	2,6	0,3	–	0,015	0,04
ЭП962П		13,5	9,0	2,7	4,4	3,8	2,7	–	0,2	0,4	0,015	0,06
ЭП975П		9,0	11,0	9,4	2,8	5,3	1,8	2,0	0,7	–	0,02	0,06
ВВ750П		10,0	15,0	5,8	3,3	3,7	3,8	1,8	0,3	–	0,015	0,05

Механические свойства сплава ЭП741НП гораздо ближе к значениям свойств деформируемых сплавов-аналогов. Кроме того, этот сплав обладал существенными преимуществами, заключающимися в снижении трудоемкости производства, повышении коэффициента использования материала заготовок, снижении их стоимости и др. [28]. Последовательным улучшением технологии производства (снижение крупности гранул, повышение чистоты по кислороду, корректировка режимов ГИП и термической обработки и др.) свойства сплава доведены до значений, превышающих значения свойств сплавов ЭП741 и ЭП742. Сплав ЭП741НП принят в качестве материала заготовок особо ответственных, высоконагруженных дисков и валов авиационных ГТД как военного (двигатели семейств РД-33, АЛ-31, АИ-222 и др.), так и военно-транспортного и гражданского назначений (двигатели семейств ПС-90, ТВ7-117 и др.) [29, 30].

Технологические подходы к горячему изостатическому прессованию гранул

Основной технологической операцией, формирующей монолитную структуру конечной заготовки, является процесс ГИП. Цель процесса – обеспечить консолидацию гранул с устранением наследственных границ и их литой структуры. Достижение этой цели позволяет после наложения соответствующей термической обработки получать монолитное изделие с требуемыми структурными и механическими характеристиками [31]. Данный процесс осуществляется в специальных установках – газостатах [32].

Газостат (рис. 6) – основной элемент газостатической установки, который состоит из закрепленного на стойке (станине) контейнера с пробками и подвижной рамы с домкратом. При проведении процесса обрабатываемые изделия, помещенные в рабочую камеру газостата, подвергаются воздействию высокого давления и температуры, создаваемых в рабочей газовой среде (аргон).

Камера газостата образована контейнером, верхней пробкой, нижней пробкой и нижней промежуточной пробкой. Контейнер является силовым элементом рабочей камеры, воспринимающим радиальное давление, создаваемое рабочей средой. Пробки оснащены уплотнениями и передают осевую силу на силовую раму газостата, на верхнем ригеле которого закреплен домкрат. На промежуточной нижней пробке смонтированы теплоизоляционный колпак (кожух) и нагреватель (печь газостата). Прессуемые изделия устанавливают на теплоизоляционной подставке нижней пробки.

Для изготовления полуфабрикатов из НЖС печь внутри газостата поддерживает температуру на уровне рабочей весь период загрузки предварительно нагретых капсул с гранулами и выгрузки отпрессованных изделий. Давление аргона до необходимого уровня доводят компрессорами. Обычно при давлении до 196 МПа (2000 ат) и температуре 1200–1250 °С цикл газостатического прессования продолжается от 15 до 40 ч, в то время как необходимая продолжительность выдержки не превышает 1–8 ч.

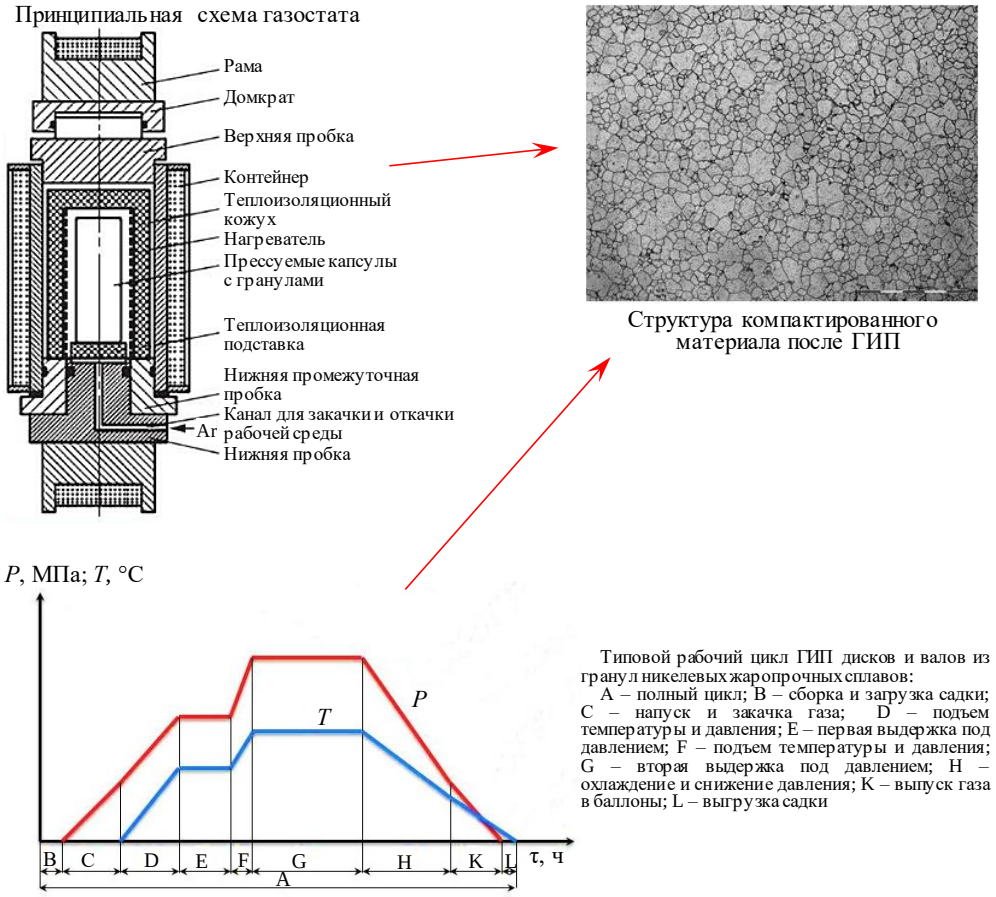


Рис. 6. Взаимосвязь схемы процесса горячего изостатического прессования (ГИП) и структуры компактированного материала

Большая продолжительность цикла газостатического прессования определяется в основном массой садки, термической инерцией печи, скоростью подъема и снятия давления. В ряде работ указаны возможные пути существенного сокращения цикла прессования, среди которых: системы горячего выпуска газа, обеспечивающие скорость охлаждения до 30 °С/мин; усовершенствованные технологические схемы ведения процесса; попытка подачи жидкого аргона непосредственно в рабочую камеру; организация горячей загрузки и выгрузки садок с использованием модульных конструкций нагревательных устройств газостата; оснащение термоизоляционных кожухов печей газостатов управляемыми регулируемыми клапанами, которые закрыты в периоды нагрева и открыты при охлаждении садки. Применение процесса газостатического прессования для получения крупногабаритных изделий ограничивается возрастанием необходимой мощности газостатов с увеличением габаритных размеров получаемых изделий [33].

Определяющее значение в обеспечении требуемого уровня механических характеристик современных гранулируемых НЖС имеют структурные факторы, такие как средний размер зерна, количество и дисперсность упрочняющей γ′-фазы, тип карбидной фазы и состояние границ зерен.

В результате широкого комплекса проведенных исследований по влиянию режимов ГИП на структуру компактного материала установлено, что формирование в сплаве полностью рекристаллизованной структуры зависит от температуры ГИП и размера используемых гранул (рис. 7). Чем крупнее гранулы, тем больше должно быть превышение температуры ГИП ($T_{ГИП}$) над температурой полного растворения γ′-фазы ($T_{\gamma'}$).

При температурах ГИП ниже $T_{\gamma'}$ в компактированном материале сохраняются остатки литой нерекристаллизованной структуры, что приводит к формированию разнозернистости и, как следствие, к нестабильности механических свойств.

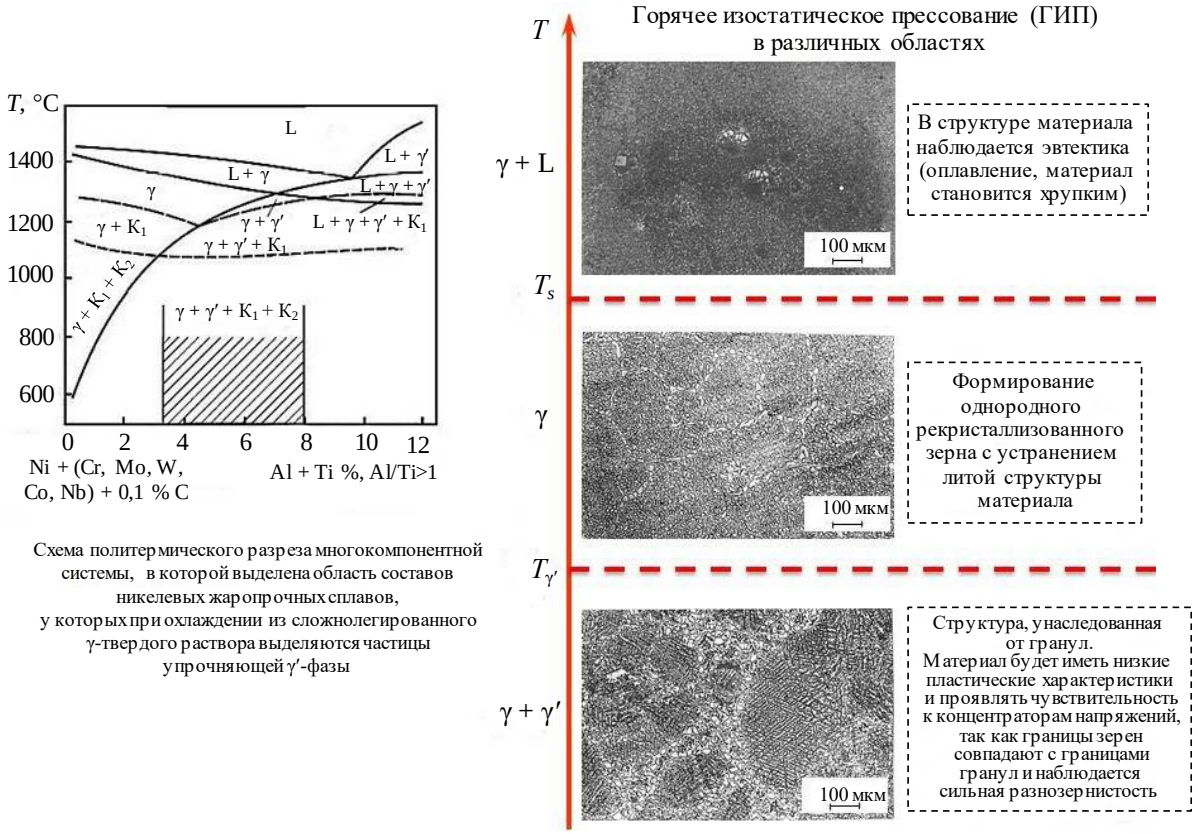


Схема политермического разреза многокомпонентной системы, в которой выделена область составов никелевых жаропрочных сплавов, у которых при охлаждении из сложнолегированного γ-твердого раствора выделяются частицы упрочняющей γ′-фазы

Рис. 7. Влияние температурных режимов ГИП на микроструктуру гранулируемых сплавов в зависимости от критических точек материала (температуры фазовых превращений)

Для получения мелкого рекристаллизованного зерна необходимо использовать гранулы размером <100 мкм, а при проведении операции ГИП температуру устанавливать ближе к $T_{\gamma'}$ настолько, насколько это позволяет точность поддержания и измерения температуры. Для получения более крупного зерна желательно использовать более крупные гранулы, а температуру при проведении операции ГИП задавать более высокую, насколько это позволяет температура солидус сплава. Поэтому режимы ГИП разрабатывают для каждого сплава в зависимости от предъявляемых требований, учитывая при этом размер используемых гранул и ширину области гомогенности [8].

Особенности промышленной технологии термической обработки заготовок дисков, полученных методом металлургии гранул (as-HIP)

В промышленных условиях требуются специальные режимы термической обработки, позволяющие в условиях действующего производства проводить данную операцию для достаточно широкой номенклатуры деталей из гранулируемых сплавов. Основной вклад в формирование конечной структуры материала вносит температурный режим процесса термической обработки. Именно он определяет размер и объемную долю частиц упрочняющей γ′-фазы после закалочного охлаждения, но нельзя пренебрегать важностью временны́х параметров выдержки.

Требования к данному виду термической обработки, выдвигаемые применительно к заготовкам дисков из гранулируемых НЖС, состоят в следующем:

– температурное поле заготовки диска перед началом закалочного охлаждения должно быть однородным по сечению для обеспечения изотропной структуры и, следовательно, стабильных механических характеристик конечного изделия;

– длительность выдержки должна обеспечивать прогрев заготовки и прохождение всех диффузионных процессов при переходе сплава в однофазное состояние.

При этом время выдержки должно быть минимальным и достаточным, так как излишнее удлинение процесса экономически нецелесообразно и неэффективно с точки зрения конечных свойств материала. Закалочное охлаждение должно, насколько возможно, максимально фиксировать пересыщенный твердый раствор для обеспечения требуемых механических характеристик после старения.

Изменение температуры обрабатываемой заготовки при нагреве под закалку кратко можно описать следующим образом. Нагрев массивных изделий в печах периодического действия происходит в два этапа [34]: первый этап – нагрев садки при монотонном росте температуры в печи, второй – при постоянной температуре печи. На второй этап приходятся наиболее важные стадии, связанные с диффузионной перестройкой структуры.

После помещения заготовки диска в печь по сечению устанавливается определенный перепад температур между поверхностью и сердцевиной (рис. 8). Дальнейший нагрев заготовки при заданной температуре в печи происходит в условиях уменьшающейся разницы в температурах между поверхностью и сердцевиной заготовки до полного выравнивания.

Таким образом, при назначении времени выдержки необходимо выровнять температуру по сечению, чтобы обеспечить одинаковые условия термической обработки различных зон заготовки, а также завершить диффузионные процессы, связанные с перераспределением легирующих элементов в твердом растворе. Необходимо учитывать, что в зависимости от габаритов и типоразмеров конкретных заготовок дисков эти процессы будут идти в них с разной скоростью [35].

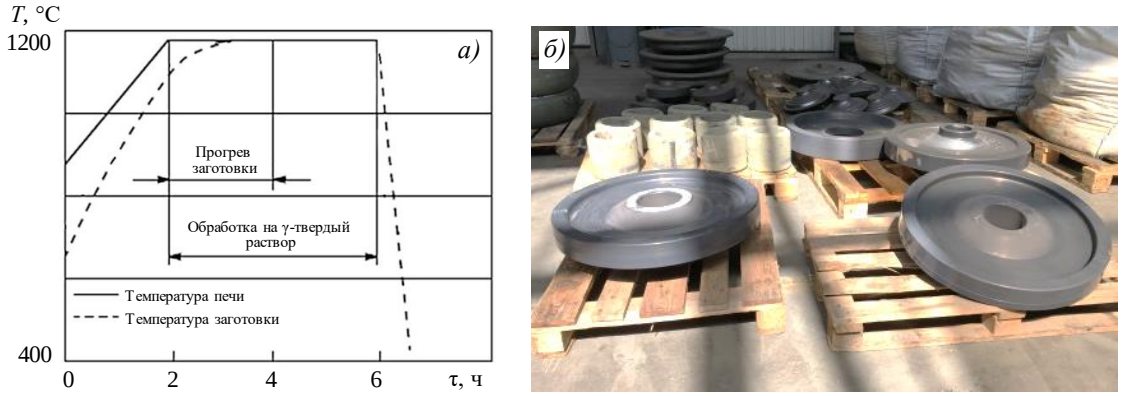


Рис. 8. Влияние температурных режимов нагрева под закалку на тепловые характеристики садки: *а* – кривые нагрева и охлаждения крупногабаритных заготовок дисков; *б* – внешний вид крупногабаритных заготовок дисков после термической обработки

Наибольший практический интерес представляет скорость охлаждения в интервале температур начиная с закалочной и до ~900 °С, так как интенсивное выделение частиц γ′-фазы происходит именно в этом температурном интервале. Распределение скоростей охлаждения при указанных температурах по сечению заготовки диска представлено на рис. 9.

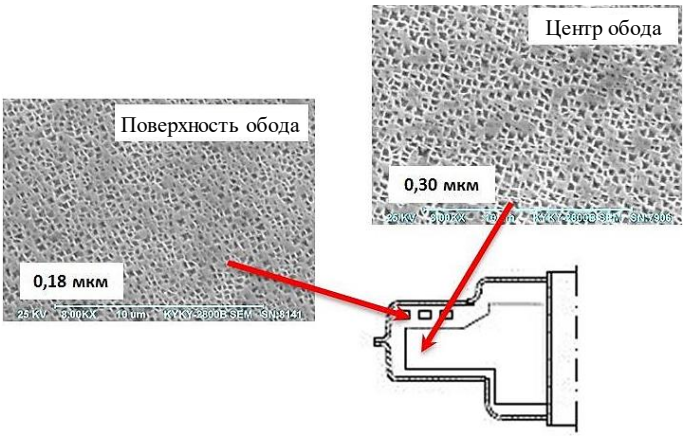


Рис. 9. Эскиз заготовки диска из гранулируемого никелевого жаропрочного сплава и микроструктуры на поверхности и в центре обода с размером частиц упрочняющей γ′-фазы ~0,18 и ~0,3 мкм соответственно

Можно сказать, что скорость охлаждения поверхности заготовки составляла ~70 °С/мин, а сердцевины ~20 °С/мин. В научно-технической литературе, посвященной дисковым жаропрочным никелевым сплавам, приводят сопоставимое значение – не менее 60 °С/мин [35], однако для получения такой скорости охлаждения в ступичной части заготовок требуется обеспечивать охлаждение с поверхности в 1,5–2 раза интенсивнее.

Из-за разных скоростей охлаждения по сечению заготовки диска-имитатора в средних частях диска частицы γ′-фазы более крупные по сравнению с частицами в приповерхностных слоях (рис. 9) – соответственно 0,30 и 0,18 мкм. Это определяет снижение пределов прочности и текучести в сердцевине в среднем на 20–40 МПа, установленное при всесторонних испытаниях заготовок дисков [35].

Взаимосвязь структуры и механических характеристик сплавов с размером зерна используемой фракции гранул

Для обеспечения высокого уровня характеристик сопротивления малоцикловой усталости (МЦУ) гранулируемых НЖС необходимо повысить уровень кратковременной прочности и уменьшить размер включений.

Уменьшение размера включений связано с уменьшением размера фракции используемых гранул. Уровень кратковременной прочности можно повысить путем измельчения структурных составляющих сплава, таких как размеры зерна и упрочняющей γ′-фазы [36]. Таким образом, уменьшая размер гранул, можно одновременно повышать уровень кратковременной прочности и сопротивление МЦУ (рис. 10).

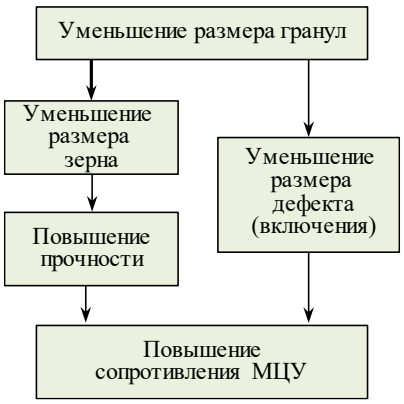
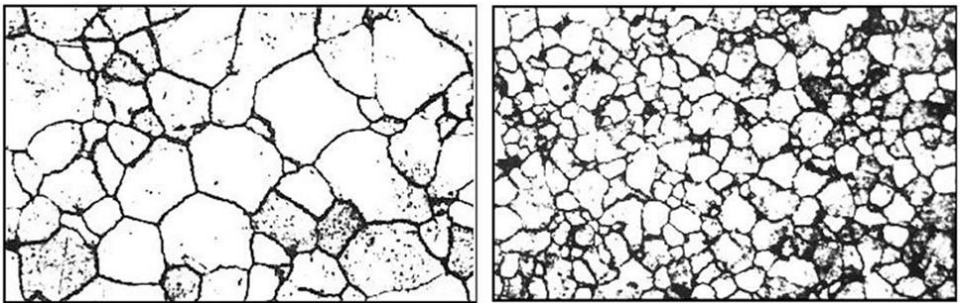


Рис. 10. Влияние размера используемой фракции гранул на структурные и механические характеристики сплавов

Поэтому в процессе развития металлургии гранул осуществляли постепенный поэтапный переход к использованию в серийном производстве все более мелких гранул (от фракции –315 мкм до фракции –140 мкм), что привело к уменьшению среднего размера зерна в материале конечных заготовок из сплава ЭП741НП с 60–80 до 35–45 мкм и повышению предела прочности более чем на 100 МПа (рис. 11).



Размер зерна ~50 мкм
Крупность гранул: –315 мкм

Размер зерна ~25 мкм
Крупность гранул: –50 мкм

Рис. 11. Влияние размера используемой фракции гранул на зеренную структуру никелевого жаропрочного сплава в заготовке диска

Для достоверной оценки изменения всего комплекса механических характеристик сплава ЭП741НП при переходе от исходной крупной фракции –315 мкм к минимальной фракции –50 мкм в работе [37] проведено сравнительное исследование структуры и механических свойств заготовок дисков, изготовленных в абсолютно одинаковых условиях.

В результате сравнительного исследования установлено, что уменьшение размера используемых гранул с –315 до –50 мкм привело к уменьшению размера зерна в 2 раза (рис. 11) и к увеличению пределов прочности и текучести на 90 и 30 МПа соответственно. При этом среднее число циклов до разрушения при испытании на сопротивление МЦУ при температуре 650 °С и повышенном напряжении 1020 МПа увеличилось в среднем в 5 раз, а минимальное число циклов – на порядок (табл. 4).

Таблица 4

Влияние уменьшения размера фракции гранул на механические характеристики никелевого жаропрочного сплава марки ЭП741НП (данные из работы [37])

Фракция гранул	Механические свойства при 20 °С					Длительная прочность, ч, при 650 °С и σ = 1020 МПа		МЦУ, циклы, при 650 °С и σ = 1020 МПа
	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	*KC*U, Дж/см^2	$\tau_{гл}$	$\tau_{надр}$	
	МПа		%					
–315	1423	1044	20,1	19,6	74	366	>100	8980
–50	1515	1074	22,3	23,3	68	280	>100	46223

Исследование длительной прочности при температуре 650 °С гладких образцов и образцов с концентратором напряжений показало, что уменьшение размера гранул до –50 мкм практически не влияет на уровень длительной прочности при 650 °С. Следует отметить, что положительный эффект в сопротивлении МЦУ при уменьшении размера гранул складывается из двух факторов: уменьшения размера включений и повышения конструкционной прочности материала за счет сопутствующего уменьшения размера зерна. При переходе с фракции <140 мкм на фракцию <100 мкм только из-за уменьшения

количества и размера включений число циклов до разрушения увеличивается в 1,5 раза (табл. 4). При этом не снижаются уровень длительной прочности при температуре 650 °С и характеристики пластичности.

Заключения

Показано, что охлаждение расплава с высокой скоростью приводит к существенному уменьшению химической неоднородности по объему металла. Гранулы, полученные методом высокоскоростной кристаллизации расплава, имеют дендритную структуру с соответствующей дендритной ликвацией и усадкой, сосредоточенной в основном на поверхности этих гранул в виде микропористости дендритного характера.

В РФ применительно к авиационному двигателестроению метод производства гранул основывается на плазменном распылении литой вращающейся заготовки (метод PREP). В процессе плазменной плавки и центробежного распыления получают гранулы узкого гранулометрического состава, причем средний размер частиц весьма надежно регулируется одним параметром – частотой вращения заготовки. При получении гранул методом PREP имеет место переход первичных карбидов в гранулы без значительного изменения их размера, что накладывает ограничения на диаметр используемых заготовок после их выплавки.

Гранулы сложнолегированных НЖС – это метастабильные системы, в которых при нагреве происходит распад твердого раствора, что создает предпосылки для выделения карбидов по границам гранул и обуславливает необходимость регламентирования и корректирования химического состава сплавов для предотвращения образования карбидных сеток по границам гранул, а также требует разработки специальных режимов ГИП (компактирования) и термической обработки. При этом величина зерна в компактированном материале находится в прямой зависимости от размера гранул и температуры нагрева (чем крупнее фракционный состав гранул, тем больше должно быть превышение $T_{ГИП}$ над температурой $T_{\gamma'}$). С уменьшением крупности гранул повышается уровень прочности и сопротивления МЦУ, при этом сохраняется стабильный уровень характеристик длительной прочности.

Список источников

1. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Многоуровневое масштабное комплексное исследование деформирования металлических материалов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 129–142. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 08.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
2. 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: 08.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 30–50. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 08.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
5. 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: 08.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.

6. Зайцев Д.В., Сбитнева С.В., Бер Л.Б., Заводов А.В. Определение химического состава частиц основных фаз в изделиях из гранулируемого никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП // Труды ВИАМ. 2016. № 9 (45). С. 61–71. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 08.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-8-8.
7. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.В., Волков А.М. Освоение перспективного высокопрочного гранулируемого никелевого сплава для турбинных дисков авиационных деталей нового поколения // Технология легких сплавов. 2012. № 3. С. 64–69.
8. Гарибов Г.С., Востриков А.В., Гриц Н.М., Федоренко Е.А. Разработка новых гранулированных жаропрочных никелевых сплавов для производства дисков и валов авиационных двигателей // Технология легких сплавов. 2010. № 1. С. 34–43.
9. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Волков А.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А. Металловедческие аспекты производства заготовок дисков из гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов методом ГИП // Технология легких сплавов. 2014. № 3. С. 54–58.
10. Гарибов Г.С. Теория кристаллизации гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2016. № 1. С. 107–118.
11. Белов А.Ф. Настоящее и будущее металлургии гранул // Металлургия гранул. 1983. Вып. 1. С. 5–13.
12. Добаткин В.И. Роль кинетических и термодинамических факторов при кристаллизации гранул // Металлургия гранул. 1983. Вып. 1. С. 23–33.
13. Добаткин В.И. Закономерности быстрой кристаллизации как основа выбора составов гранулируемых сплавов // Металлургия гранул. 1988. Вып. 4. С. 11–23.
14. Зверева Е.А. Исследование влияния условий кристаллизации на структуру гранул и свойства компактированных изделий из жаропрочных никелевых сплавов: автореф. дис. … канд. техн. наук. М., 1979. 23 с.
15. Белов А.Ф., Аношкин Н.Ф., Гарибов Г.С. Разработка и внедрение промышленной технологии производства крупногабаритных дисков и пустотелых валов из гранул жаропрочных никелевых сплавов горячим изостатическим прессованием // Металлургия гранул. 1983. Вып. 1. С. 173–186.
16. Гарибов Г.С. Развитие идей академика А.Ф. Белова по радикальному повышению эксплуатационных характеристик дисков перспективных ГТД // Перспективные технологии легких и специальных сплавов: к 100-летию со дня рождения академика А.Ф. Белова. М.: Физматлит, 2006. С. 44–63.
17. Кошелев В.Я., Гарибов Г.С., Сухов Д.И. Основные закономерности процесса получения гранул жаропрочных сплавов методом плазменного распыления вращающейся заготовки // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 97–103.
18. Востриков А.В., Гарибов Г.С., Бер Л.Б., Шляпин С.Д. Исследование физико-механических свойств и структуры гранул из нового высокопрочного никелевого сплава, изготовленных методом PREP // Технология легких сплавов. 2013. № 2. С. 69–75.
19. Мусиенко В.Т. Разработка теоретических основ и технологии производства металлических порошков при высоких и сверхвысоких скоростях охлаждения методом центробежного распыления для изготовления дисков газотурбинного двигателей: дис. … д-ра техн. наук. М., 1991. 459 с.
20. Бер Л.Б., Казберович А.М. Влияние легирования и некоторых структурных факторов на комплекс характеристик заготовок дисков из гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов ЭП741НП, ВВ750П, ВВ751П, ВВ752П и ВВ753П // Технология легких сплавов. 2019. № 3. С. 16–33.
21. Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Никитин А.А. и др. Исследование гранулируемого жаропрочного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 1. С. 60–71.
22. Казберович А.М., Бер Л.Б., Егоров Д.А., Живушкин А.А., Полянский С.Б., Мухина Т.А. Повышение комплекса характеристик заготовок дисков из гранул сплава ЭП741НП для перспективных ГТД // Технология легких сплавов. 2020. № 4. С. 36–46.
23. Бер Л.Б., Рогожкин С.В., Хомич А.А., Залужный А.Г. Распределение атомов легирующих элементов между частицами γ- и γ′-фаз в жаропрочном никелевом сплаве // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 2. С. 177–191.

24. Белов А.Ф., Аношкин Н.Ф., Гриц Н.М. и др. Особенности легирования жаропрочных сплавов, получаемых методом металлургии гранул // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. М.: Наука, 1984. 31 с.
25. ГОСТ Р 52802–2007. Сплавы никелевые жаропрочные гранулируемые (марки). М.: Стандартинформ, 2008. 3 с.
26. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В. и др. Разработка и исследование нового гранулируемого высокопрочного жаропрочного никелевого сплава ВВ752П для перспективных изделий авиационной техники // Технология легких сплавов. 2011. № 1. С. 7–11.
27. Гарибов Г.С. В.И. Добаткин и металлургия гранул жаропрочных никелевых сплавов// Технология легких сплавов. 2015. № 2. С. 34–39.
28. Иноземцев А.А., Аношкин Н.Ф., Башкатов И.Г. и др. Применение дисков из гранул жаропрочных никелевых сплавов в серийных ГТД авиационной и наземной техники // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. М.: Физматлит, 2006. С. 371–376.
29. Гарибов Г.С. Современный уровень развития порошковой металлургии жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2000. № 6. С. 58–68.
30. Волков А.М., Востриков А.В., Бакрадзе М.М. Принципы создания и особенности легирования гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД // Труды ВИАМ. 2016. № 8 (44). С. 10–16. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 08.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6064-2016-0-8-2-2.
31. Samarov V., Barre Ch., Seliverstov D. Net Shape HIP for Complex Shape PM Parts as a Cost-Efficient Industrial Technology // Proceedings of HIP-05 International Conference. Paris, 2005. 515 p.
32. Самаров В.Н., Аношкин Н.Ф. Разработка технологии ГИП деталей сложной формы из гранулированных материалов // Перспективные технологии легких и специальных сплавов: к 100-летию со дня рождения академика А.Ф. Белова. М.: Физматлит, 2006. С. 103–113.
33. Гарибов Г.С., Тлюстен Т.Ю. Газостаты ВИЛСа // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 7. С. 28–33.
34. Свенчанский А.Д. Электрические промышленные печи: учеб. для вузов: в 2 ч. М.: Энергия, 1975. Ч. 1. 384 с.
35. Волков А.М., Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А. Исследование процессов нагрева и охлаждения при закалке крупногабаритных заготовок дисков из гранул жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2013. № 3. С. 66–72.
36. Сизова Р.Н., Ножницкий Ю.А. Особенности сопротивления малоцикловой усталости материалов дисков, изготовленных методом металлургии гранул // Металлургия гранул. 1983. Вып. 1. С. 405–412.
37. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А., Егоров Д.А. Повышение характеристик прочности и сопротивления МЦУ гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов за счет снижения крупности гранул // Технология легких сплавов. 2012. № 3. С. 56–63.

References

1. Erasov V.S., Oreshko E.I., Lutsenko A.N. Multilevel large-scale complex research of deformation of metal materials. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 129–142. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 08, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
2. 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: June 08, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
3. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaew M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 30–50. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 08, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.

5. 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: June 08, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
6. Zaysev D.V., Sbitneva S.V., Ber L.B., Zavodov A.V. Determination of the main phase's particles chemical composition in products from granulated nickel superalloy EP741NP. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9, pp. 61–71. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-8-8.
7. Garibov G.S., Grits N.M., Vostrikov A.V., Fedorenko E.V., Volkov A.M. Development of a promising high-strength powder-metallurgy nickel-based superalloy for turbine disks in next-generation aircraft components. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2012, no. 3, pp. 64–69.
8. Garibov G.S., Vostrikov A.V., Grits N.M., Fedorenko E.A. Development of new powder-metallurgy nickel-based superalloys for the production of aircraft engine disks and shafts. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2010, no. 1, pp. 34–43.
9. Garibov G.S., Grits N.M., Volkov A.M., Vostrikov A.V., Fedorenko E.A. Metallurgical aspects of producing disk preforms from powder-metallurgy nickel-based superalloys via hot isostatic pressing (HIP). *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2014, no. 3, pp. 54–58.
10. Garibov G.S. Theory of crystallization of granular heat-resistant nickel-based alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 1, pp. 107–118.
11. Belov A.F. The Present and Future of Granule Metallurgy. *Metallurgiya granul*, 1983, is. 1, pp. 5–13.
12. Dobatkin V.I. The Role of Kinetic and Thermodynamic Factors in the Crystallization of Granules. *Metallurgiya granul*, 1983, is. 1, pp. 23–33.
13. Dobatkin V.I. Principles of Rapid Crystallization as a Basis for Selecting the Compositions of Alloys to be Granulated. *Metallurgiya granul*, 1988, is. 4, pp. 11–23.
14. Zvereva E.A. *Investigation of the influence of crystallization conditions on the granule structure and properties of compacted products made from heat-resistant nickel-based alloys*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 1979, 23 p.
15. Belov A.F., Anoshkin N.F., Garibov G.S. Development and implementation of an industrial technology for the production of large-sized disks and hollow shafts from heat-resistant nickel-based alloy granules via hot isostatic pressing. *Metallurgiya granul*, 1983, is. 1, pp. 173–186.
16. Garibov G.S. Development of Academician A.F. Belov's concepts for the radical enhancement of the operational characteristics of disks for advanced gas-turbine engines. *Advanced Technologies for Light and Special Alloys: In Honor of the 100th Anniversary of the Birth of Academician A.F. Belo*v. Moscow: Fizmatlit, 2006, pp. 44–63.
17. Koshelev V.Ya., Garibov G.S., Sukhov D.I. Fundamental principles of the process for producing heat-resistant alloy granules via plasma atomization of a rotating workpiece. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 3, pp. 97–103.
18. Vostrikov A.V., Garibov G.S., Ber L.B., Shlyapin S.D. Investigation of the physical-mechanical properties and structure of granules made from a new high-strength nickel alloy using the PREP method. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 2, pp. 69–75.
19. Musienko V.T. *Development of theoretical foundations and production technology for metal powders subjected to high and ultra-high cooling rates via centrifugal atomization, for the manufacture of gas-turbine engine disks*: thesis, Dr. Sc. (Tech.). Moscow, 1991, 459 p.
20. Ber L.B., Kazberovich A.M. Influence of alloying and certain structural factors on the set of properties of disk preforms made from powder-metallurgy (granulated) heat-resistant nickel-based alloys EP741NP, VV750P, VV751P, VV752P, and VV753P. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2019, no. 3, pp. 16–33.
21. Rogozhkin S.V., Ber L.B., Nikitin A.A. et al. Investigation of a powder-metallurgy (granulated) heat-resistant nickel-based alloy using atom probe tomography. *Fizika metallov i metallovedeniye*, 2020, vol. 121, no. 1, pp. 60–71.
22. Kazberovich A.M., Ber L.B., Egorov D.A., Zhivushkin A.A., Polyansky S.B., Mukhina T.A. Improving the set of properties of disk preforms made from granules of the EP741NP alloy for advanced gas turbine engines. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 4, pp. 36–46.

23. Ber L.B., Rogozhkin S.V., Khomich A.A., Zaluzhny A.G. Distribution of alloying element atoms between the γ- and γ′-phase particles in a heat-resistant nickel-based alloy. *Fizika metallov i metallovedeniye*, 2022, vol. 123, no. 2, pp. 177–191.
24. Belov A.F., Anoshkin N.F., Grits N.M. et al. Specifics of Alloying Heat-Resistant Alloys Produced via Powder Metallurgy. *Heat-Resistant and Oxidation-Resistant Steels and Nickel-Based Alloys*. Moscow: Nauka, 1984, 31 p.
25. State Standard R 52802–2007. *Granulatable Heat-Resistant Nickel Alloys (Grades)*. Moscow: Standartinform, 2008, 3 p.
26. Garibov G.S., Grits N.M., Vostrikov A.V. et al. Development and Investigation of a New Granulatable High-Strength Heat-Resistant Nickel Alloy, VV752P, for Advanced Aviation Components. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2011, no. 1, pp. 7–11.
27. Garibov G.S. V.I. Dobatkin and the Powder Metallurgy of Heat-Resistant Nickel Alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 2, pp. 34–39.
28. Inozemtsev A.A., Anoshkin N.F., Bashkatov I.G. et al. Application of Disks Made from Granulated Heat-Resistant Nickel Alloys in Serial Gas Turbine Engines for Aviation and Ground-Based Equipment. *Advanced Technologies for Light and Special Alloys*. Moscow: Fizmatlit, 2006, pp. 371–376.
29. Garibov G.S. Current State of Development in the Powder Metallurgy of Heat-Resistant Nickel Alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2000, no. 6, pp. 58–68.
30. Volkov A.M., Vostrikov A.V., Bakradze M.M. Development principles and alloying features of p/m Ni-base superalloys for jet-engine disks application. *Trudy VIAM*, 2016, no. 8, pp. 10–16. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6064-2016-0-8-2-2.
31. Samarov V., Barre Ch., Seliverstov D. Net Shape HIP for Complex Shape PM Parts as a Cost-Efficient Industrial Technology. *Proceedings of HIP-05 International Conference*. Paris, 2005, 515 p.
32. Samarov V.N., Anoshkin N.F. Development of Hot Isostatic Pressing (HIP) Technology for Complex-Shaped Parts Made from Granular Materials. *Advanced Technologies for Light and Special Alloys: In Honor of the 100th Anniversary of the Birth of Academician A.F. Belov*. Moscow: Fizmatlit, 2006, pp. 103–113.
33. Garibov G.S., Tlyusten T.Yu. Hot Isostatic Presses (Gas-Static Presses) at VILS. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*, 2010, no. 7, pp. 28–33.
34. Svenchansky A.D. *Industrial Electric Furnaces: A Textbook for Higher Education Institutions*: in 2 parts. Moscow: Energiya, 1975, part 1, 384 p.
35. Volkov A.M., Garibov G.S., Grits N.M., Vostrikov A.V., Fedorenko E.A. Investigation of Heating and Cooling Processes During the Quenching of Large-Sized Disk Preforms Made from Heat-Resistant Nickel Alloy Granules. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 3, pp. 66–72.
36. Sizova R.N., Nozhnitskiy Yu.A. Specifics of low-cycle fatigue resistance in disk materials manufactured via powder metallurgy. *Metallurgiya granul*, 1983, is. 1, pp. 405–412.
37. Garibov G.S., Grits N.M., Vostrikov A.V., Fedorenko E.A., Egorov D.A. Improving the strength characteristics and low-cycle fatigue resistance of nickel-based superalloys produced from powder by reducing powder particle size. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2012, no. 3, pp. 56–63.

Информация об авторах

Карашаев Мухамед Муаедович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Востриков Алексей Владимирович, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сухов Дмитрий Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Mukhamed M. Karashaev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), 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

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

Статья поступила в редакцию 24.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 07.08.2026.
The article was submitted 24.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 07.08.2026.

Научная статья

УДК 621.78:669.15-194.55
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-32-41

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

П.А. Слободской[1], Н.С. Моисеева[1], К.В. Дульнев[1], Э.А. Елисеев[1], М.С. Алексеева[1]

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

Аннотация. *Приведены результаты исследования влияния режимов термической обработки на фазовый состав, структуру и свойства азотсодержащей стали мартенситного класса. Комплексное исследование фазового состава стали после различных режимов термообработки с помощью термодинамического моделирования и рентгеноструктурного фазового анализа показало высокую степень корреляции расчетных и экспериментальных данных. Установлено, что наиболее благоприятное сочетание твердости и ударной вязкости реализуется при сохранении в структуре 3–5 % (по массе) остаточного аустенита в мартенситной матрице.*

Ключевые слова: *исследование структуры, конструкционные азотсодержащие стали, метод электронной просвечивающей микроскопии, рентгеноструктурный фазовый анализ*

Для цитирования: Слободской П.А., Моисеева Н.С., Дульнев К.В., Елисеев Э.А., Алексеева М.С. Влияние режимов термообработки на структурно-фазовый состав и свойства высокопрочной азотсодержащей стали мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 32–41. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-32-41.

Scientific article

INFLUENCE OF HEART TREATMENT PARAMETERS ON STRUCTURAL-PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH NITROGEN-ALLOYED MARTENSITIC STEEL

P.A. Slobodskoy[1], N.S. Moiseeva[1], K.V. Dulnev[1], E.A. Yeliseyev[1], M.S. Alekseeva[1]

[1]Federal 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 a study of heat treatment modes on the phase composition, structure and properties of nitrogen-containing steel of the martensitic class. A comprehensive study of the steel phase composition after conducting various heat treatment processes, using thermodynamic modeling and X-ray phase analysis, showed a high degree correlation between calculated and experimental data. It was found that the most favorable combination of hardness and impact toughness is achieved when 3–5 wt.% of the residual austenite is preserved in the structure in the martensitic matrix.*

Keywords: *research structures, constructional nitrogen-bearing steels, transmission electron microscopy, X-ray diffraction (structural) phase analysis*

For citation: Slobodskoy P.A., Moiseeva N.S., Dulnev K.V., Eliseyev E.A., Alekseeva M.S. Influence of heart treatment parameters on structural-phase composition and properties of high-strength nitrogen-alloyed martensitic steel. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 32–41. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-32-41.

Введение

Отечественный и мировой опыт использования высокопрочных конструкционных сталей выявил общую проблему: существующие марки не способны обеспечить оптимальное сочетание физико-механических свойств при экономически оптимальном легировании. Как правило, повышение прочностных характеристик в таких сталях ведет к снижению пластичности и не всегда обеспечивает достаточное сопротивление контактной деформации [1–3].

В настоящее время в качестве перспективных высокопрочных сталей рассматриваются низкоуглеродистые азотсодержащие стали [4–6].

Азот в углеродистых сталях является не только примесным элементом, но и приводит к упрочнению твердого раствора, повышая сопротивление движению дислокаций, и одновременно влияет на устойчивость аустенитной области, обеспечивает высокую термическую стабильность азотистого аустенита. Таким образом, введение азота не только повышает твердость, но и увеличивает ударную вязкость стали [7].

В отличие от углерода, избыточное содержание которого часто приводит к охрупчиванию мартенсита, азот способен участвовать в формировании более сбалансированного структурного состояния. Азот стабилизирует остаточный аустенит и способствует образованию дисперсных нитридных выделений. Остаточный аустенит повышает способность структуры к локальной пластической релаксации, а нитридные включения ограничивают рост зерна и повышают структурную устойчивость [8–10].

В исследуемой стали совместно с азотом большое значение имеет углерод, который определяет степень пересыщения мартенсита, его тетрагональность и, как следствие, уровень твердости после термообработки. Вместе с тем избыток углерода при недостаточно рациональной термической обработке приводит к увеличению внутренних напряжений в мартенсите и, следовательно, к повышению его склонности к хрупкому разрушению. Наилучшие свойства достигаются при согласованном сочетании концентрации углерода и азота с режимом термообработки.

Хром в азотсодержащих высокопрочных сталях (наряду с повышением прокаливаемости) способствует формированию мартенситной структуры по всему сечению, замедляет распад пересыщенного твердого раствора при отпуске и участвует в образовании карбидных и нитридных фаз. Однако при росте карбидных частиц и их локализации по границам зерен возможно увеличение хрупкости стали. Молибден и ванадий повышают отпускную стойкость и препятствуют развитию отпускной хрупкости. Их присутствие способствует образованию мелкодисперсных упрочняющих фаз и стабилизации дислокационной структуры [11].

Кремний, марганец и никель воздействуют на структуру и свойства высокопрочных азотсодержащих сталей более опосредованно: кремний упрочняет твердый раствор и замедляет выделение цементитных фаз при отпуске; марганец повышает прокаливаемость и влияет на устойчивость аустенита; никель, если он присутствует в умеренных количествах, дополнительно способствует повышению ударной вязкости. Совместное действие этих элементов важно рассматривать в комплексе с азотом, поскольку именно их суммарное влияние определяет устойчивость остаточного аустенита и характер мартенситного превращения [11, 12].

Термическая обработка азотсодержащих сталей мартенситного класса должна обеспечивать растворение части избыточных фаз при аустенизации, получение однородного аустенита, последующее мартенситное превращение и снятие части внутренних напряжений при заключительном низком отпуске [13].

Выбор температуры аустенизации для высокопрочных азотсодержащих сталей мартенситного класса является компромиссной задачей. Недостаточный нагрев не обеспечивает растворения карбонитридных фаз и не позволяет получить однородный аустенит. Чрезмерный нагрев приводит к росту зерна, повышает структурную неоднородность и может изменить соотношение между мартенситом и остаточным аустенитом после закалки. Оптимальной температурой нагрева под закалку следует считать температуру, которая обеспечивает растворение требуемой доли вторичных фаз без перегрева аустенита.

Для высокопрочной стали низкий отпуск должен уменьшить внутренние напряжения в мартенсите закалки, но не должен переводить структуру в избыточно отпущенное состояние с заметной потерей твердости. Именно отпуск, как окончательный этап термообработки, формирует соотношение между прочной мартенситной матрицей, остаточным аустенитом и дисперсными карбонитридными выделениями [14–17].

Цель данной работы – установление связи между структурно-фазовым состоянием и свойствами исследуемого материала для определения режима термообработки, позволяющего получить оптимальное сочетание механических свойств (высокая прочность и твердость с достаточной ударной вязкостью).

Материалы и методы

Объект исследования – низкоуглеродистая азотсодержащая сталь системы Fe–C–N–Cr, дополнительно легированная никелем, кремнием, молибденом, марганцем и ванадием в количестве не более 1,5–2,0 % (по массе) каждого легирующего элемента. Образцы из исследуемой стали подвергали закалке при различных температурах (800–1200 °C) с последующим низким отпуском при 220 °C.

Термодинамическое моделирование выполняли для оценки равновесного фазового состава стали в зависимости от температуры. В расчет вводили фактический химический состав каждого образца. Цель анализа – определение температурных интервалов существования основных фаз, оценка устойчивости аустенита при аустенизации, выявление расчетных карбидных и нитридных фаз, а также сопоставление расчетного фазового состояния с результатами рентгеноструктурного фазового анализа.

Исследование микроструктуры образцов после термообработки проводили с применением оптической микроскопии на металлографическом микроскопе.

Качественный и количественный фазовый анализ, определение периодов решеток мартенсита проведены с применением методов рентгеновской дифракции. Съемку рентгенограмм проводили на дифрактометре общего назначения в монохроматическом Cu K_α-излучении (λ = 1,5418 Å). Расшифровку дифрактограмм проводили с применением специализированной программы и структурной базы данных. Для уточнения кристаллической структуры мартенсита (периоды решетки, микроискажения) применен метод полнопрофильного анализа по Ритвельду.

Определение твердости образцов проведено методом Роквелла в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Ударная вязкость определена на образцах с U-образным надрезом в соответствии с ГОСТ 9454–78.

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

Результаты и обсуждение

На первом этапе исследования проведен теоретический расчет фазового состава исследуемой системы легирования с применением специального программного обеспечения и термодинамических баз данных. С учетом химического состава объекта исследования получены диаграммы фазового равновесия (рис. 1).

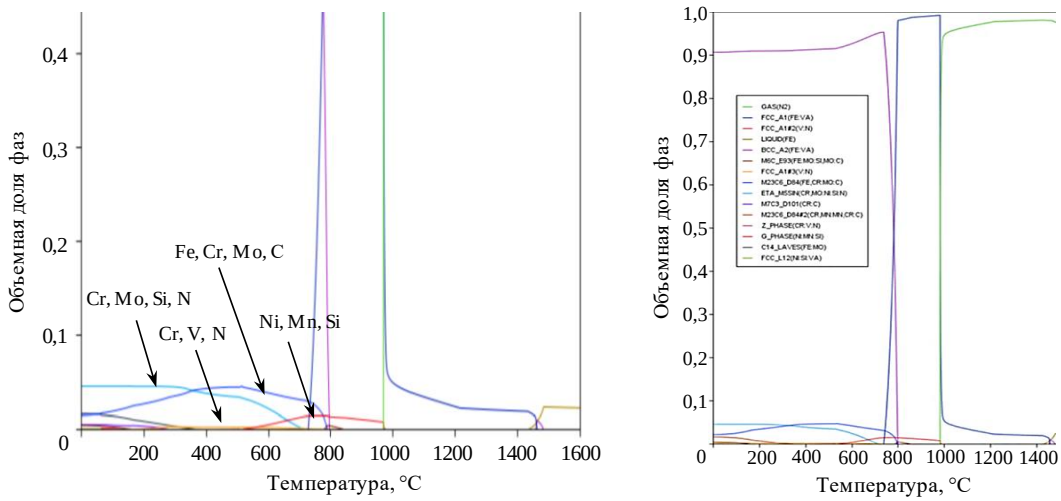


Рис. 1. Пример расчета фазового состава сплава системы Fe–C–N–Cr, проведенного с применением специального программного обеспечения

Согласно проведенному расчету, фазовый состав исследуемой стали системы легирования Fe–C–N–Cr должен быть представлен следующими фазами: мартенсит, аустенит, карбиды и нитриды легирующих элементов (Cr, Mo, Si, Fe, V).

Микроструктурные исследования показали, что после различных режимов термообработки основной структурной составляющей во всех исследованных образцах является мартенсит различной морфологии с небольшим количеством остаточного аустенита и мелкодисперсные включения упрочняющих карбидных и нитридных фаз (рис. 2).

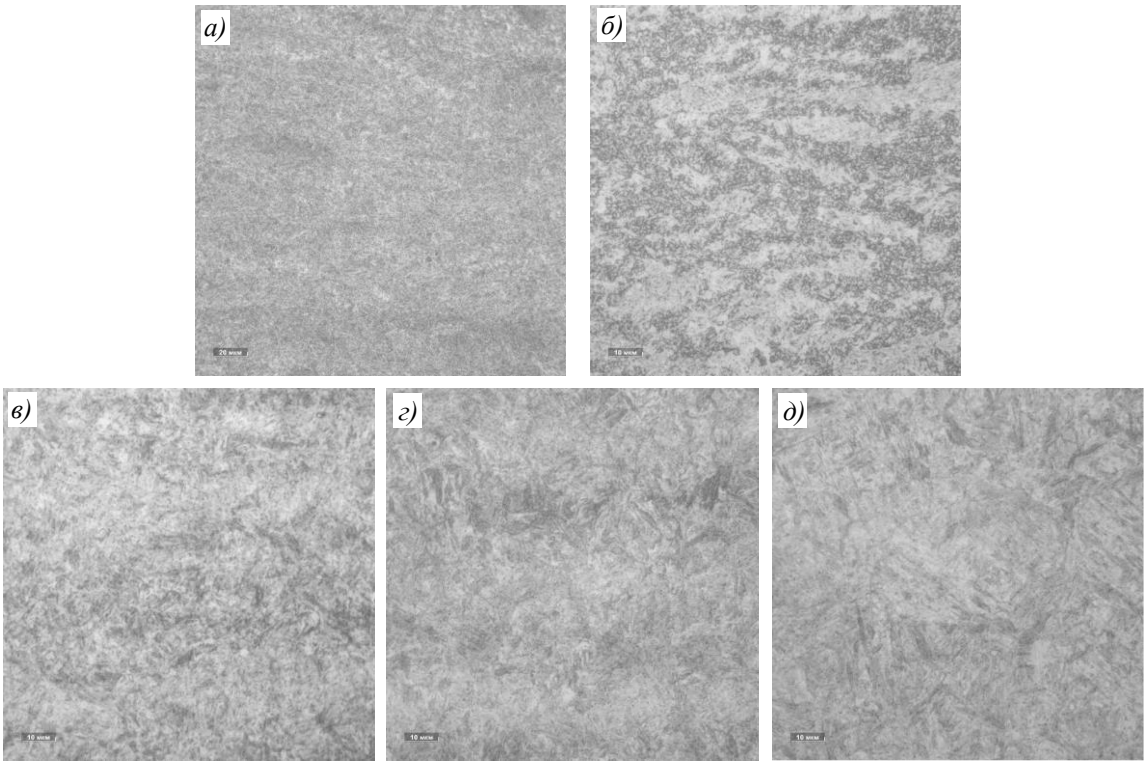


Рис. 2. Микроструктуры сплава системы Fe–C–N–Cr после проведения термообработки по режимам Т1 (*а*), Т2 (*б*), Т3 (*в*), Т4 (*г*) и Т5 (*д*)

Так, образец, обработанный по режиму Т1 (рис. 2, *а*), состоит из низкоотпущенного мартенсита с включениями остаточного аустенита и имеет твердость 50 HRC. Образец, обработанный по режиму Т2 (рис. 2, *б*), имеет равноосную структуру, формирующуюся при медленном охлаждении (охлаждение вместе с печью) после отжига. В образце, прошедшем термическую обработку по режиму Т3 (рис. 2, *в*), формируется структура мартенсита отпуска, которая характеризуется преимущественно игольчатым строением с прослойками остаточного аустенита, обеспечивающая высокий уровень твердости (54,5 HRC) и ударной вязкости (*KC*U = 49). После термической обработки образца по режиму Т4 (рис. 2, *г*) структура представлена однородным высоколегированным мелкоигольчатым мартенситом низкого отпуска с минимальным количеством остаточного аустенита.

Как видно из рис. 2, *д*, микроструктура стали, обработанной по режиму Т5, состоит из крупных, рыхлых игл мартенсита с твердостью 45,5 HRC и ударной вязкостью *KC*U = 46.

На втором этапе определяли фазовый состав сплава после различных режимов термообработки методом рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 3).

По результатам этого анализа основной фазой с дифракционными линиями наибольшей интенсивности во всех исследуемых образцах является мартенсит, фазами с линиями низкой интенсивности – аустенит и карбиды типа $Me_{23}C_6$. В образцах, обработанных по режимам Т1 и Т2, присутствуют нитриды типа Me_2N и карбонитриды $Me_2C_3N_6$ (рис. 3, *а*, *б*), что согласуется с результатами теоретических расчетов и с научно-техническими литературными данными по азотсодержащим мартенситным сталям.

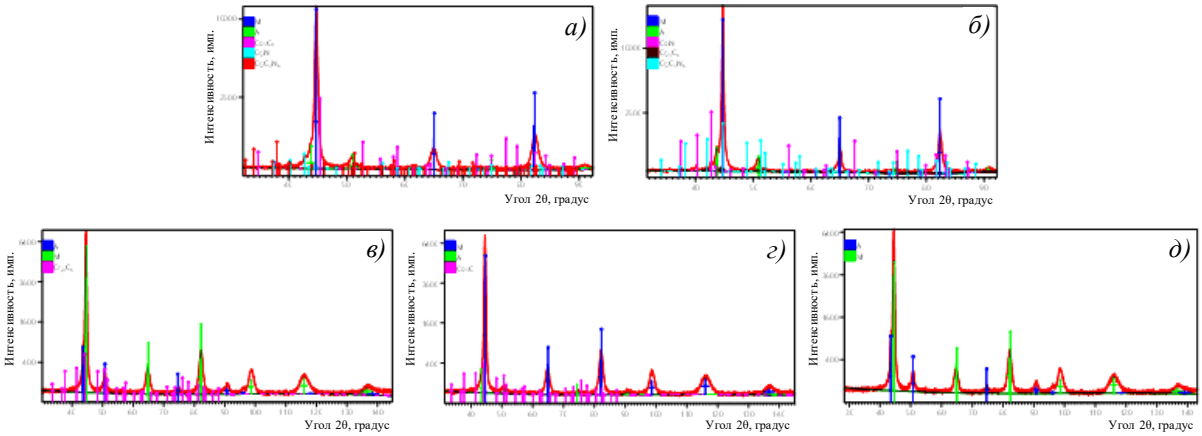


Рис. 3. Дифрактограммы образцов из сплава системы Fe–C–N–Cr после проведения термообработки по режимам Т1 (*а*), Т2 (*б*), Т3 (*в*), Т4 (*г*) и Т5 (*д*)

Методами рентгеноструктурного фазового анализа определены кристаллографические параметры решетки мартенсита, степень тетрагональности (*c*/*a*) и период решетки аустенита ($a_{\gamma\text{-Fe}}$). Результаты расчетов приведены в табл. 1 и на рис. 4. Из приведенных данных видно, что с ростом температуры закалки степень тетрагональности возрастает, что свидетельствует о повышении растворимости углерода и азота в решетке мартенсита, что, в свою очередь, должно привести к росту твердости стали. Период решетки аустенита с ростом температуры закалки меняется неоднозначно.

Методами полнопрофильного анализа проведен расчет деформации (ε) кристаллической решетки мартенсита. Наименьшее значение ε наблюдается в образце после отжига по режиму Т2, в этом же образце наблюдается минимальное соотношение *c*/*a*, что свидетельствует о релаксации решетки мартенсита при такой термообработке. Более высокие значения ε и тетрагональности мартенсита (*c*/*a*) приводят к повышению твердости материала – образцы, обработанные по режимам Т3 и Т4.

Таблица 1

Параметры кристаллической решетки аустенита и мартенсита исследованной стали после различных режимов термообработки

Режим термообработки	Значения параметров для				
	аустенита	мартенсита			
	$a_{\gamma\text{-Fe}}$, Å	a_M, Å	c_M, Å	c/a	ε, %
T1	3,5833	2,8615	2,8820	1,0072	0,38
T2	3,5909	2,8659	2,8837	1,0062	0,15
T3	3,5843	2,8635	2,8878	1,0085	0,47
T4	3,5871	2,8623	2,8863	1,0084	0,46
T5	3,5848	2,8639	2,8908	1,0094	0,47

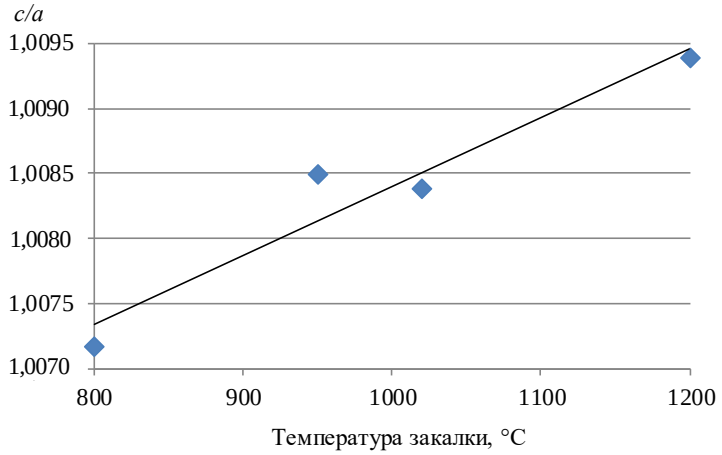


Рис. 4. Изменение тетрагональности мартенсита при различных режимах термообработки

Методом полнопрофильного анализа проведен количественный фазовый анализ с определением массовой доли остаточного аустенита (табл. 2).

Таблица 2

Количество остаточного аустенита и механические свойства исследованной стали после различных режимов термообработки

Режим термообработки	Доля остаточного аустенита, % (по массе)	Твердость HRC	Ударная вязкость *KCU*
T1	2,2	49,5	41
T2	3,7	33,7	35
T3	9,9	54,5	49
T4	3,4	55,7	50
T5	10,8	45,5	46

Видно, что максимальная доля остаточного аустенита 10,8 % (по массе) характерна для образца, обработанного по режиму T5. Именно этот образец характеризуется низким значением твердости (45 HRC) и низкой ударной вязкостью. При термической обработке по режиму T5 в стали системы Fe–C–N–Cr формируется неравновесная смесь фаз с бóльшей долей остаточного аустенита. При данной температуре закалки происходит полное растворение упрочняющих частиц. Все упрочняющие фазы переходят в твердый раствор с максимальным легированием аустенита хромом и азотом, происходит также значительный рост аустенитного зерна, что негативно сказывается на прочностных и ударных характеристиках материала.

Образец, обработанный по режиму Т4, отличается низкой долей остаточного аустенита (3,4 % (по массе)) и показывает наиболее благоприятное сочетание ударной вязкости (*KC*U = 50) и твердости (~56 HRC). Данный образец после закалки подвергали обработке холодом и низкому отпуску, так как обработка холодом снижает содержание остаточного аустенита.

При термообработке по режиму Т4 углерод и азот полностью растворяются в аустените, а при последующем низком отпуске внутри мартенситной матрицы из пересыщенного твердого раствора происходит выделение упрочняющих дисперсных частиц карбида типа $Me_{23}C_6$ размером порядка 1–2 нм, что предотвращает охрупчивание образца.

В образце, прошедшем термическую обработку по режиму Т3 (рис. 2, *в*), происходит выделение дисперсных упрочняющих фаз, создающих когерентные напряжения в мартенситной матрице образца, которые обеспечивают высокий уровень твердости (54,5 HRC) и ударной вязкости (*KC*U = 49).

Проанализировав значение твердости и ударной вязкости, данные по структуре и количеству остаточного аустенита, а также степени тетрагональности решетки мартенсита образцов, обработанных по режимам Т3 и Т4, можно сделать вывод, что варьирование режимов термообработки позволяет изменять количественное соотношение фаз без изменения показателей твердости и вязкости. Остаточный аустенит является более мягкой и пластичной фазой по сравнению с мартенситом. Увеличение доли остаточного аустенита должно привести к значительному снижению твердости. Сохранение высокой твердости в образце, обработанном по режиму Т3, можно объяснить более высокой дисперсностью кристаллов мартенсита и карбидов, компенсирующих мягкость аустенита. Одинаковая степень тетрагональности решетки мартенсита в образцах, обработанных по режимам Т3 и Т4, подтверждает, что концентрация углерода и азота в твердом растворе мартенсита в обоих образцах одинакова, т. е. прочность мартенситной матрицы эквивалентна.

Таким образом, близкие значения твердости и ударной вязкости при значительном различии доли остаточного аустенита свидетельствуют о возможности управления микроструктурой стали при термообработке. Полученные результаты показывают, что механические свойства высокопрочной азотсодержащей стали мартенситного класса определяются не только количественным соотношением фаз, но в большей степени их топологией (размером, формой и характером распределения в объеме материала).

В результате термообработки образца по режиму Т2 (рис. 2, *б*) легирующие элементы, присутствующие в материале, преимущественно растворяются в феррите. Упрочняющие фазы, такие как карбиды и нитриды легирующих элементов, выделяются по границам зерен, а также в феррите, на что указывает твердость образца, составляющая ~34 HRC, которая выше твердости обычной углеродистой стали.

При термообработке образца по режиму Т1 (рис. 2, *а*) микроструктура стали системы Fe–C–N–Cr представлена: мартенситом отпуска с участками избыточного феррита, остаточного аустенита и упрочняющих фаз. Твердость, формирующаяся при этом режиме термообработки, свидетельствует о том, что мартенситное превращение в исследуемом материале прошло не полностью. При температуре низкого отпуска мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска. Таким образом, при температуре низкого отпуска из мартенсита закалки происходит выделение мелких дисперсных карбидов/нитридов легирующих элементов, эффективно упрочняющих решетку матрицы.

Сопоставляя результаты структурных исследований и значения механических свойств, можно сделать вывод, что наиболее благоприятной является структура не с максимальной долей мартенсита, а в состоянии, в котором твердая мартенситная матрица дополнена небольшим количеством остаточного аустенита.

Заключения

Теоретический расчет с применением специального программного обеспечения показал, что основными фазами в материале должны быть мартенсит, аустенит, а также карбиды и нитриды, в состав которых входят Cr, Mo, Si, Fe и V.

Методами рентгеноструктурного фазового анализа установлено, что фазовый состав исследуемой стали системы легирования Fe–C–N–Cr представлен мартенситом, остаточным аустенитом и нитридами.

Установлено, что на твердость исследуемой стали большее влияние оказывает не количество остаточного аустенита, а его распределение в мартенситной матрице и дисперсность фаз.

Наиболее благоприятной является структура не с максимальной долей мартенсита, а в состоянии, в котором твердая мартенситная матрица дополнена небольшим количеством остаточного аустенита – порядка 3–5 % (по массе). Такая доля недостаточна для заметного снижения твердости, но достаточна для локальной релаксации напряжений.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
2. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 64–67.
3. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
4. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
5. Дульнев К.В., Севальнев Г.С. Структурообразование и формирование свойств при термическом циклировании высокопрочной высокоазотистой экономнолегированной стали // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 2 (83). С. 5–14. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-2-5-14.
6. Тонышева О.А., Вознесенская Н.М., Громов В.И., Леонов А.В. Высокопрочная коррозионностойкая сталь ВНС-74 применительно к крепежным деталям авиационной техники // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). С. 3–12. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 10.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-3-12.
7. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 3. С. 173–187.
8. Gavriluk V.G. Atomicinteraction and mechanisms of strengthening in nitrogen steels // Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2006). Jiuzhaigou Valley. 2006. P. 3–12.
9. Gavriluk V.G. Carbon, nitrogen and nydrogen in steels plasticity and brittleness // Proceedings of the 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012). Chennai: India VRK Printing House, 2013. P. 23030.
10. Gavriluk V.G., Berns H. High Nitrogen Steels. Berlin: Springer Verlag, 1999. 378 p.
11. Лукин Е.И. Исследование и разработка никелевых и хромоникелевых сталей со структурой азотистого мартенсита для высоконагруженных изделий: дис. … канд. техн. наук. М., 2016. 116 с.

12. 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: 11.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
13. Садовский В.Д., Малышев К.А., Сазонов Б.Г. Фазовые и структурные превращения при нагреве стали. М.: Металлургиздат, 1957. 118 с.
14. Громов В.И., Якушева Н.А., Востриков А.В., Черкашнева Н.Н. Высокопрочные конструкционные стали для валов газотурбинных двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 3–12. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 10.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
15. Каблов Е.Н., Гриневич А.В., Славин А.В., Кабанов И.В., Громов В.И., Ампилогов А.Ю., Яковлев Н.О., Поляков А.Н., Якушева Н.А. Расчетные характеристики прочности сталей ВКС-9М и 300М // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 3. С. 51–60.
16. Агбалян С.Г., Симонян В.А. Обзор особенностей, методов производства и перспектив использования мартенситно-стареющих сталей // Международный научно-исследовательский журнал. 2022. № 8. С. 1–12.
17. Морозова Л.В., Григоренко В.Б., Терехин А.М. Анализ дефектов в деталях из конструкционных сталей // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). С. 27–39. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 10.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-27-39.

References

1. Kablov E.N. The Role of Fundamental Research in the Creation of New-Generation Materials. *Abstracts of the XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, pp. 24.
2. Kablov E.N. Structural and Functional Materials: The Foundation for Russia's Economic and Scientific-Technological Development. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 1, pp. 64–67.
3. Kablov E.N., Antipov V.V. The Role of New-Generation Materials in Ensuring the Technological Sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
4. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
5. Dulnev K.V., Sevalnev G.S. Structure formation and formation of properties during thermal cycling of high-strength high-nitrogen economy-alloyed steel. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 2 (83), pp. 145–159. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-2-5-14.
6. Tonysheva O.A., Voznesenskaya N.M., Gromov V.I., Leonov A.V. High strength corrosion resistant steel VNS-74 as applied to aircraft fasteners. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 3–12. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-3-12.
7. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Nitrogen-alloyed and high-nitrogen steels: industrial technologies and properties. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2019, vol. 62, no. 3, pp. 173–187.
8. Gavriluk V.G. Atomicinteraction and mechanisms of strengthening in nitrogen steels. *Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2006)*. Jiuzhaigou Valley, 2006, pp. 3–12.
9. Gavriluk V.G. Carbon, nitrogen and nydrogen in steels plasticity and brittleness. *Proceedings of the 11th Int. Conf. on High Nitrogen Steels and Interstitial Alloys (HNS 2012)*. Chennai: India VRK Printing House, 2013, p. 23030.
10. Gavriluk V.G., Berns H. *High Nitrogen Steels*. Berlin: Springer Verlag, 1999, 378 p.

11. Lukin E.I. *Research and development of nickel and nickel-chromium steels with a nitrogen-martensite structure for highly loaded components*: thesis, Dr. Sc. (Tech.). Moscow, 2016, 116 p.
12. 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: June 11, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
13. Sadovsky V.D., Malyshev K.A., Sazonov B.G. *Phase and Structural Transformations During the Heating of Steel*. Moscow: Metallurgizdat, 1957, 118 p.
14. Gromov V.I., Yakusheva N.A., Vostrikov A.V., Cherkashneva N.N. High strength structural steels for gas-turbine engine shafts (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 3–12. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
15. Kablov E.N., Grinevich A.V., Slavin A.V., Kabanov I.V., Gromov V.I., Ampilogov A.Yu., Yakovlev N.O., Polyakov A.N., Yakusheva N.A. Design Strength Characteristics of VKS-9M and 300M Steels. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2022, vol. 88, no. 3, pp. 51–60.
16. Agbalyan S.G., Simonyan V.A. A Review of the Characteristics, Production Methods, and Potential Applications of Maraging Steels. *Mezhdunarodnyy nauchno-issledovatelskiy zhurnal*, 2022, no. 8, pp. 1–12.
17. Morozova L.V., Grigorenko V.B., Terekhin A.M. Analysis of defects in parts made of structural steel. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), pp. 27–39. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-27-39.

Информация об авторах

Слободской Павел Антонович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моисеева Надежда Сергеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Елисеев Эдуард Анатольевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Алексеева Мария Сергеевна, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Pavel A. Slobodskoy, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 29.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.07.2026.
The article was submitted 29.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 30.07.2026.

Научная статья

УДК 621.7:004.94
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-42-51

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

М.С. Яшин[1], Д.В. Капитаненко[1], А.С. Шпагин[1], А.В. Востриков[1]

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

Аннотация. *Представлены результаты анализа компьютерного моделирования процесса изотермической деформации заготовок из жаропрочного никелевого сплава типа ЭИ698. Анализ полей пластической деформации, температуры, формы, размеров, энергосиловых параметров и трассирующих линий позволил построить технологический маршрут деформации заготовки с оптимальными параметрами деформации. После изготовления штамповок из сплава типа ЭИ698 в изотермических условиях оценены механические свойства. Результаты испытаний подтвердили данные компьютерного моделирования.*

Ключевые слова: *изотермическая деформация, компьютерное моделирование, обработка давлением, жаропрочные никелевые сплавы, метод конечных элементов, штамповка, деформация*

Для цитирования: Яшин М.С., Капитаненко Д.В., Шпагин А.С., Востриков А.В. Разработка технологии изотермической деформации жаропрочного никелевого сплава с использованием метода компьютерного моделирования // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 42–51. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-42-51.

Scientific article

DEVELOPMENT OF ISOTHERMAL DEFORMATION TECHNOLOGY FOR A HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED ALLOY USING COMPUTER MODELING METHOD

M.S. Yashin[1], D.V. Kapitanenko[1], A.S. Shpagin[1], A.V. Vostrikov[1]

[1]Federal 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 presents the results of a computer simulation of the isothermal deformation of blanks made of EI698 heat-resistant nickel alloy. Analysis of plastic deformation, temperature, shape, dimensions, energy-force parameters and trace lines allowed to plot a technological deformation process for the blank with optimal deformation parameters. After manufacturing forgings from EI698 alloy under isothermal conditions, the mechanical properties were evaluated. The test results confirmed the computer simulation results.*

Keywords: *isothermal deformation, computer modeling, pressure treatment, heat-resistant nickel alloys, finite element method, stamping, deformation*

For citation: Yashin M.S., Kapitanenko D.V., Shpagin A.S., Vostrikov A.V. Development of isothermal deformation technology for a heat-resistant nickel-based alloy using computer modeling method. *Trudy VIAM,* 2026, no. 11 (165), pp. 42–51. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-42-51.

Введение

Одним из основных материалов, используемых в авиационной и двигателестроительной промышленности, в том числе в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, является жаропрочный сплав типа ЭИ698. Это деформируемый сплав на никелевой основе [1]. Он создан для работы в условиях высоких температур под высокими нагрузками. В связи с этим данный материал нашел широкое применение в авиационных и космических отраслях. Из него изготавливают диски газовых турбин и компрессов высокого давления, рабочие лопатки турбин, дефлекторы и др. [2].

Химический состав [3] сплава типа ЭИ698, % (по массе):

Ni	Cr	Fe	Mo	Al	Ti	Nb	C	Si	V	Mn	W
Основа	13,0–16,0	≤2,0	2,8–3,2	1,45–1,8	2,35–2,75	1,9–2,2	0,02–0,06	0,4	0,3–0,6	0,3	0,2

Основные механические свойства сплава типа ЭИ698 при комнатной температуре [3]:

$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	*KC*U, Дж/см^2
≥1100	≥700	≥15	≥18	≥39

Данный материал обладает высокой жаропрочностью, длительная эксплуатация изделий из сплава типа ЭИ698 возможна при температурах в диапазоне 650–700 °С. Допускаются пиковые нагрузки при температуре до 800 °С [4]. Сплав обладает высокой сопротивляемостью ползучести, не деформируется под непрерывным давлением в течение нескольких тысяч часов при высоких температурах. Материал также обладает устойчивостью к газовой коррозии и инертен к воздействию раскаленных продуктов сгорания топлива.

Термическая обработка сплава для получения требуемых механических характеристик должна осуществляться в несколько этапов. Сначала необходимо проводить двухступенчатую закалку при температуре >1000 °С, а полуфабрикаты подвергать длительному двойному старению при температуре >700 °С [5].

Однако полуфабрикаты из сплава типа ЭИ698 обладают ограниченной технологической пластичностью и высоким сопротивлением деформации при обработке давлением, что делает их труднодеформируемыми при использовании традиционных методов обработки металлов. Такие технологии получения деформированных полуфабрикатов из жаропрочных никелевых сплавов являются малоэффективными [6].

Предыдущие исследования показывают, что для изготовления штампованных заготовок из жаропрочных труднодеформируемых материалов применяют особые виды обработки металлов давлением, такие как деформация в изотермических условиях. При такой технологии деформации инструмент нагревается до температур, близких к температуре нагрева заготовки. Это заметно ухудшает охлаждение заготовки, что приводит к увеличению пластичности. Благодаря изотермической деформации в заготовках из жаропрочных никелевых сплавов образуется равномерная мелкозернистая структура [7, 8]. Кроме того, в таких условиях снижается вероятность образования трещин и других дефектов благодаря уменьшению локальной концентрации напряжений [9].

Однако при предварительном подогреве заготовок зачастую происходит окисление поверхности, что снижает качество получаемого полуфабриката [10]. Поэтому перед нагревом на заготовки рекомендуется наносить защитные силикатные покрытия, которые позволяют предохранить их от образования окалины в условиях повышенной температуры в электронагревательных печах с обычной средой [10]. Кроме того, защитные покрытия выступают в качестве смазки при штамповке.

Одной из проблем получения деформированного полуфабриката из жаропрочных никелевых сплавов является расчет параметров для изготовления изделий надлежащей формы. Поскольку последние тенденции в машиностроении направлены на увеличение производительности и коэффициента использования материала, при обработке давлением заготовкам стараются придать форму, максимально близкую к форме конечного изделия, для уменьшения припуска под механическую обработку. Зачастую теоретический расчет параметров деформации не позволяет всесторонне оценить качество получаемого полуфабриката, а проведение испытаний с экспериментальными заготовками экономически невыгодно [11].

Одним из вариантов решения этой проблемы является использование компьютерного моделирования процессов обработки металлов давлением [12]. Существует большое количество специальных программных комплексов, с помощью которых возможно проводить симуляцию операций термомеханической обработки, например QForm [13]. Работа таких программных комплексов основана на методе конечных элементов. При расчете процесса деформации заготовка разбивается на множество маленьких частей, для которых задается множество простых линейных уравнений. Затем производится расчет этих уравнений на каждом отдельном участке заготовки. Оцениваются перемещение, деформация, напряжение и другие параметры. Наконец, эти уравнения объединяются в матрицу и проводятся вычисления с учетом связей элементов между собой. Таким образом, возможно получить представление о форме и размерах полуфабриката, не прибегая к многочисленным экспериментам, и при необходимости корректировать параметры деформации [14].

Основными задачами данной научной статьи являются изучение и дальнейшее развитие эффективных способов обработки давлением труднодеформируемых жаропрочных никелевых сплавов типа ЭИ698. Необходимо провести компьютерное моделирование деформации заготовок из данного сплава для выбора оптимальных параметров процесса. Кроме того, ставится задача по изготовлению штамповок из сплава типа ЭИ698 в изотермических условиях с последующей термической обработкой и изучению механических свойств полуфабриката для оценки эффективности технологической схемы в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

В качестве исходных заготовок выбраны кованые прутки из сплава типа ЭИ698. Прутки нарезали на мерные заготовки высотой ~250 мм. Непосредственно перед проведением штамповочных операций осуществляли компьютерное моделирование обработки давлением в специальном программном комплексе. Оценивали изменение полей деформации, температур, а также геометрические размеры и форму полученного полуфабриката. На основании этого делали вывод о предпочтительной технологической схеме обработки заготовки.

Для подготовки к деформации в изотермических условиях на заготовки из сплава типа ЭИ698 наносили защитное технологическое покрытие ЭВТ-24 [15]. Наличие дефектов в сплошности защитного покрытия оценивали визуально. Штамповку в изотермических условиях осуществляли на прессе с усилием 16 МН в установке изотермического нагрева штампов УИДИН-500. Термообработку в виде двойной закалки с последующим двойным старением проводили в камерных печах. Охлаждение осуществляли на воздухе.

Испытания для определения предела прочности при растяжении, относительного удлинения и сужения после разрыва и других механических свойств проводили на испытательных машинах согласно ГОСТ 9651–84 и ГОСТ 1497–2023. Микроструктуру оценивали методом оптической микроскопии на микрошлифах после травления по ГОСТ 5639–82. Проверку макроструктуры проводили визуально в соответствии с ГОСТ 22838–77. Испытания на удар и кратковременную прочность осуществляли при комнатной температуре, на длительную прочность – при температуре 650 °С.

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

Результаты и обсуждение

Перед деформацией проведено компьютерное моделирование процесса штамповки в изотермических условиях в специальном программном комплексе. После нескольких пробных вариантов выбрана следующая технологическая схема. Штамповку выполняли за два перехода: подсадка исходной цилиндрической заготовки и окончательная деформация. Деформацию осуществляли на прессе с усилием 16 МН, поэтому при моделировании выбрана соответствующая нагрузка относительно оси *OZ*. В качестве смазки задано фрикционное взаимодействие для пары стекло по стали в соответствии с базами данных специального программного комплекса. Трение задавали по закону Леванова с фактором трения 0,15, коэффициентом Леванова 1,25 и коэффициентом теплопередачи 17000 Вт/(м^2·К). Температура деформации достигала значений, которые были меньше температуры полного растворения упрочняющей γ′-фазы (~1040 °С). Поскольку обработку давлением осуществляли в изотермических условиях, то задана температура бойков (~950 °С). Установлен простой теплообмен с заготовкой. Инструменты сводили в контакт с отводом назад. Кроме того, установлены продолжительности охлаждения на воздухе (5 с) и в инструменте (5 с), чтобы при моделировании учесть время переноса заготовки из печи в инструмент и вспомогательное время перед началом штамповки.

Поскольку формирование вала на штампованном диске является трудоемким процессом, принято решение производить штамповку за два перехода. На первом переходе осуществляли подсадку заготовки для лучшего формообразования до высоты 120 мм, на втором – окончательное формообразование вала и ступицы. Между переходами проводили подогрев заготовки. Параметры инструмента, в том числе тип смазки, закон трения и др., задавали такие же, как и на первом переходе. В условиях остановки задавали расстояние между инструментами, равное 46 мм, чтобы обеспечить нужный размер ступицы.

На рис. 1 представлены результаты компьютерного моделирования. Показано, что форма и размер полученного деформированного полуфабриката соответствуют требуемым. Полученная штамповка не заходит за контуры обточенной детали и обладает достаточным припуском под термическую и механическую обработки.

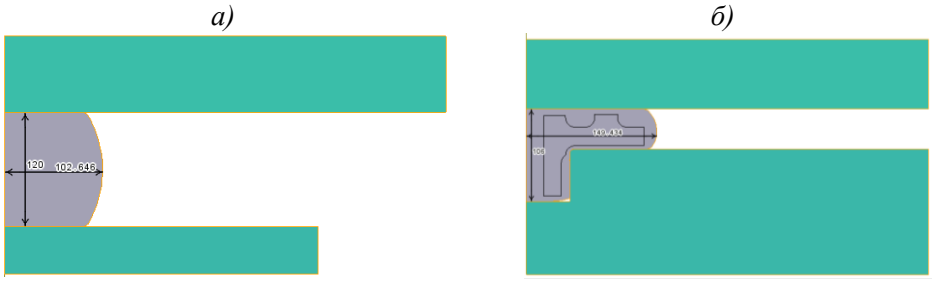


Рис. 1. Заготовка после первого (*а*) и второго (*б*) перехода изотермической деформации с контурами готовой детали

На рис. 2 представлено распределение значений температурных полей на штамповке после подсадки и окончательной деформации. Температурный интервал деформации сплава типа ЭИ698 составляет 950–1180 °С. Нижняя граница температуры заготовки в процессе деформации не выходит за требуемые рамки. Выбранная температура деформации позволяет получить требуемую структуру сплава, которая вкупе с окончательной термической обработкой позволит достигнуть высокого уровня механических свойств в теле штамповки.

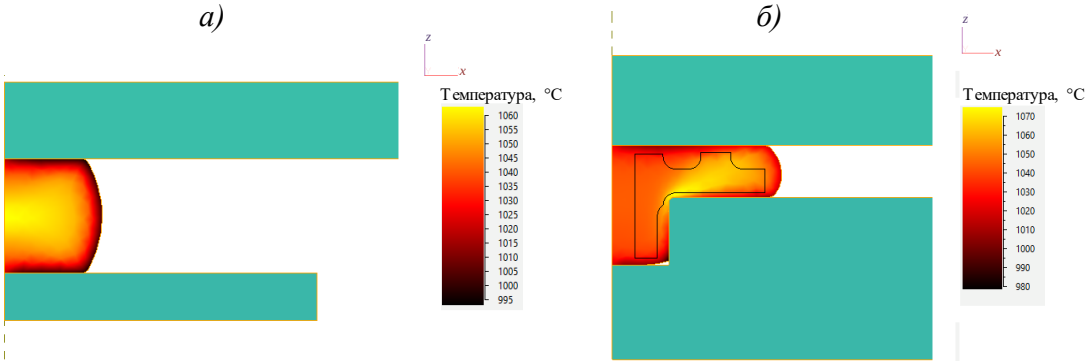


Рис. 2. Распределение температурных полей после первого (*а*) и второго (*б*) перехода изотермической деформации

Дополнительное понимание процессов, происходящих по всему сечению заготовки, можно получить с помощью анализа изменения трассирующих линий, которые задаются в специальном программном обеспечении (рис. 3). После первого перехода по фланцам заготовки ячейки остаются практически без изменений, однако в центре и вдоль «бочки» ячейки сильно сплющены. После окончательной деформации можно наблюдать значительные изменения формы ячеек на ступице, в то время как на концах вала ячейки остаются практически без существенных изменений. Следует обратить внимание на отсутствие значительных отклонений трассирующих линий, что может свидетельствовать об отсутствии опасных участков, где могут возникнуть дефекты. Однако анализ полей деформации способен дать более полную картину о прорабатывании структуры штампованного полуфабриката на всей площади.

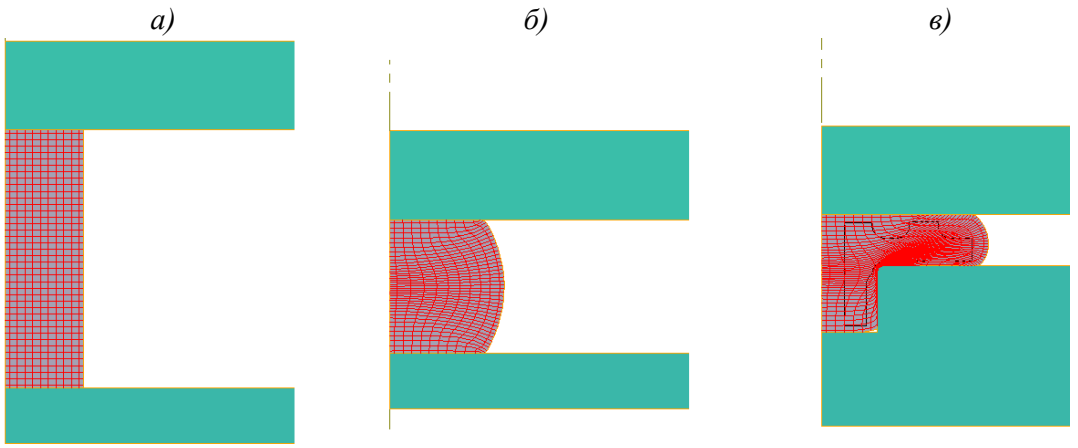


Рис. 3. Трассирующие линии на разрезе заготовки до деформации (*а*), после первого (*б*) и второго (*в*) перехода изотермической деформации

Из распределения полей деформации (рис. 4) видно, что после первого перехода лучше всего прорабатывается центральная часть полуфабриката. Однако на втором переходе наибольшее значение деформации наблюдается на поверхности в месте сочленения вала и ступицы. Основная структура всего полуфабриката на всей площади среза деформируется практически равномерно. Эти значения превышают значения деформации, достигнутой после подпрессовки.

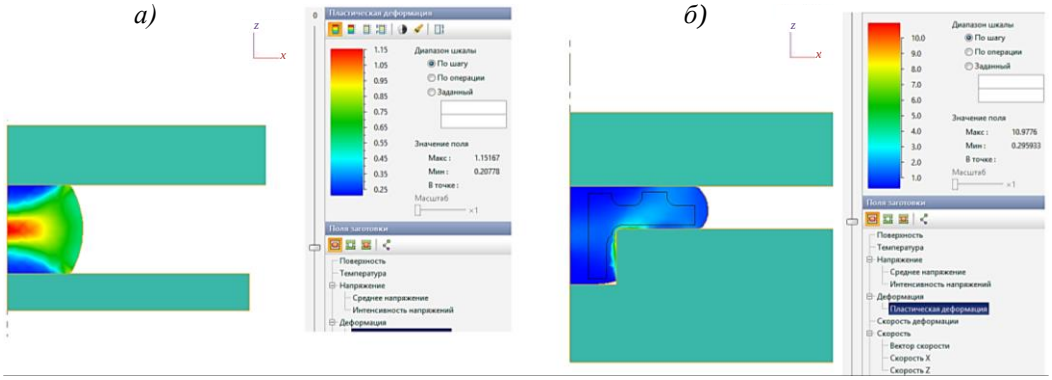


Рис. 4. Поле деформации на штамповке после первого (*а*) и второго (*б*) перехода изотермической деформации

После подсадки на первом переходе (рис. 5, *а*) усилия достигают небольших значений (4,5–5 МН). На втором переходе (рис. 5, *б*) при окончательном формообразовании усилия резко возрастают после истечения половины времени штамповки и достигают ~14 МН. Однако эти значения меньше максимально допустимых усилий пресса (16 МН). Расчет максимальных усилий деформации при изотермической штамповке и анализ готовых форм и размеров полученного полуфабриката в процессе компьютерного моделирования позволяют сделать вывод об удовлетворительном результате применения данной технологической схемы для изготовления штамповок из сплава типа ЭИ698.

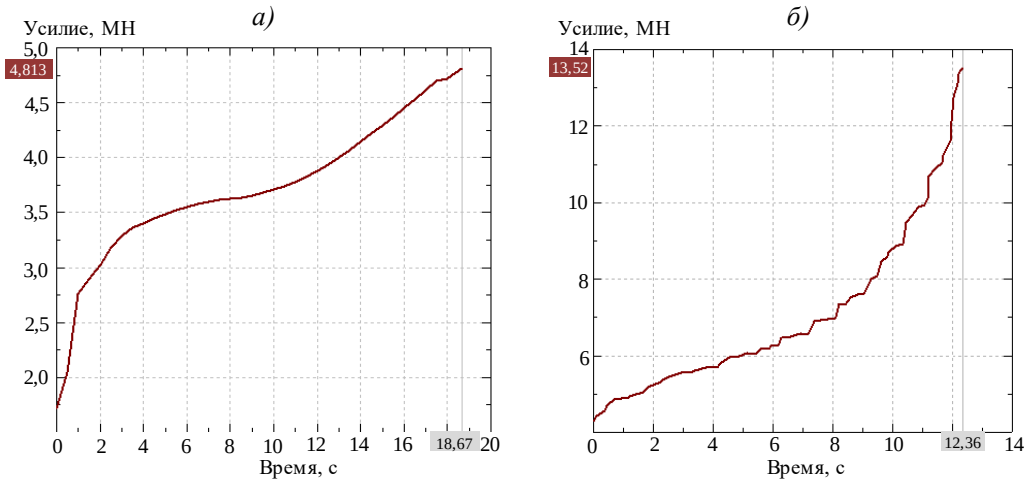


Рис. 5. Изменение усилий деформации в процессе изотермической штамповки на первом (*а*) и втором (*б*) переходах

После проведения компьютерного моделирования на мерные заготовки наносили защитное покрытие ЭВТ-24 и подвергали их деформации в изотермических условиях

за два перехода согласно выбранной технологической схеме с подсадкой и последующим окончательным получением заданной формы.

После изотермической деформации заготовок из сплава типа ЭИ698 за два перехода получены штамповки, размеры и формы которых соответствуют требуемым (рис. 6).

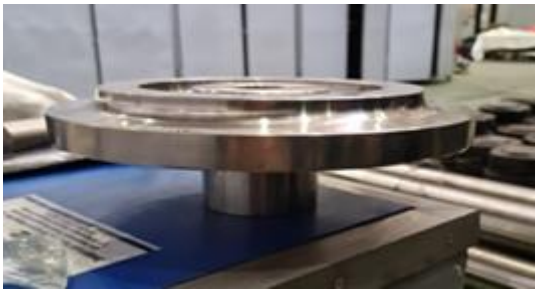


Рис. 6. Механически обработанная штамповка из сплава типа ЭИ698

Визуально на поверхности штамповок не выявлено трещин, рванин, инородных включений, пор, рыхлоты и других нарушений сплошности металла. Полученный полуфабрикат подвергали термической обработке, которая состояла из двух стадий: закалки и старения. Далее изготавливали тангенциальные образцы для изучения механических свойств. Проводили испытания на растяжение, ударный изгиб, длительную прочность, оценивали слоисто-волокнистую структуру и определяли твердость по Бринеллю. Механические свойства штамповок из сплава типа ЭИ698, полученные в результате всесторонних испытаний на образцах:

$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5, %	ψ, %	*KCU*, Дж/см^2	Твердость по Бринеллю НВ	Длительная прочность при 650 °С и 706 МПа, ч
1280	810	21	21	39	352–356	>55

Значения предела прочности при растяжении, предела текучести, относительного удлинения и сужения, ударной вязкости и твердости находятся на высоком уровне. Кроме того, при испытаниях на длительную прочность образцы выдержали воздействие высоких температур в течение >55 ч и были сняты до разрушения.

На рис. 7 представлены результаты контроля слоисто-волокнистой структуры, полученной на образце после испытаний на ударную вязкость. Контроль слоисто-волокнистой структуры показал соответствие излома образца предъявляемым требованиям.

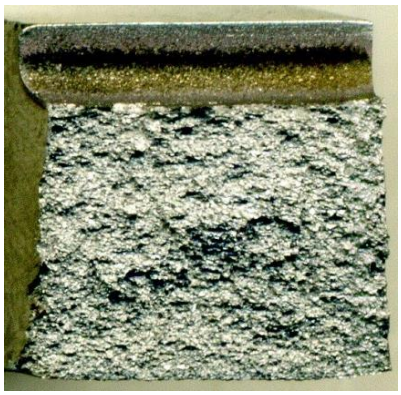


Рис. 7. Макроструктура образца штамповки из сплава типа ЭИ698

Анализ полученных результатов позволил сделать вывод о допустимости использования данной технологической схемы для получения штамповок из сплава типа ЭИ698 методом изотермической деформации. Результаты компьютерного моделирования подтверждены экспериментальными данными, что свидетельствует об эффективности применения специальных программных комплексов при разработке технологий изготовления деформированных полуфабрикатов из металлов и их сплавов.

Заключения

В условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ изготовлены штамповки из сплава типа ЭИ698 методом деформации в изотермических условиях. Перед деформацией проведено компьютерное моделирование процесса штамповки по технологической схеме, разработанной в специальном программном комплексе, которое позволило оценить поля деформации, изменение температуры, усилия деформации, форму и геометрические размеры полученной модели штамповки. На основании этих данных утверждена окончательная технология изготовления штампованных дисков из сплава типа ЭИ698. После деформации заготовок в изотермических условиях изготовлены образцы и изучены механические свойства полученного полуфабриката. Кроме того, проведена визуальная оценка штамповок. Высокий уровень механических свойств, удовлетворительная макроструктура и отсутствие дефектов указывают на эффективность метода изотермической деформации заготовок из сплава типа ЭИ698. Использование компьютерного моделирования упрощает и ускоряет разработку технологических схем.

Список источников

1. 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: 13.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 129–141.
3. Авиационные материалы: справочник в 9 т. / под общ. ред. Р.Е. Шалина. 6-е изд. М.: ОНТИ ВИАМ, 1989. Т. 3: Жаропрочные стали и сплавы на основе тугоплавких металлов, ч. 1. 566 с.
4. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1969. 750 с.
5. Рынденков Д.В., Смирнов М.О., Карягин Д.А., Галкин В.А. Сокращение длительности закалки изделий из жаропрочного деформируемого никелевого сплава ЭИ698-ВД // Технология легких сплавов. 2026. № 1. С. 60–65.
6. 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: 13.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
7. Лопатин Н.В., Бубнов М.В., Рогалев А.М., Коробова Н.В., Сидоров А.А. Изотермическая штамповка заготовок диска из сплава ЭП741-НП, полученных методами порошковой металлургии // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S5. С. 31–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-31-37.
8. Колядов Е.В., Висик Е.М., Герасимов В.В., Битюцкая О.Н. Особенности морфологии структуры жаропрочного никелевого сплава в зависимости от величин осевого и радиального градиентов температуры на фронте кристаллизации // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 15–24. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 13.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.

9. Кучеряев В.В., Миронова Н.А., Шишков С.Ю. Исследование техонологических особенностей деформирования слитков из сплава системы Ni–Al–Co // Труды ВИАМ. 2016. № 3 (39). С. 3–9. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 13.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-1-1.
10. Доронин О.Н., Горлов Д.С., Азаровский Е.Н., Кочетков А.С. Исследование структуры и свойств жаростойкого покрытия при высокотемпературной деформации образцов из интерметаллидного титанового сплава // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 61–70. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 13.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-61-70.
11. Оспенникова О.Г., Бубнов М.В., Капитаненко Д.В. Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 141–147.
12. Цепин М.А., Бегнарский В.В., Лисунец Н.Л., Синицын М.В., Ерохов М.А. Использование специализированных программ при разработке технологических процессов обработки металлов давлением // Цветные металлы. 2007. № 5. С. 98–101.
13. Шпагин А.С., Капитаненко Д.В., Моисеев Н.В., Баженов А.Р. Разработка технологии изготовления кольцевых заготовок из сплава ЭП648-ВИ методом изотермической штамповки на воздухе с использованием маломощных гидравлических прессов // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). С. 17–26. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 13.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-17-26.
14. Власов А.В., Стебунов С.А., Евсюков С.А., Биба Н.В., Шитиков А.А. Конечно-элементное моделирование технологических процессов ковки и объемной штамповки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2019. 384 с.
15. Сиротинский А.А. Технология производства и промышленное применение силикатноэмалевых покрытий // Экспозиция Нефть Газ. 2007. № 42. С. 36–38.

References

1. 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: July 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
2. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Complex innovative technology of isothermal punching on air in mode of superplasticity of disks from superhot strength alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 129–141.
3. *Aviation Materials*: Handbook in 9 vols. Ed. R.E. Shalin. 6th ed. Moscow: ONTI VIAM, 1989, vol. 3: Heat-Resistant Steels and Alloys Based on Refractory Metals, part 1, 566 p.
4. Khimushin F.F. Heat-Resistant Steels and Alloys, 2nd ed., rev. and add. Moscow: Metallurgiya, 1969, 750 p.
5. Ryndenkov D.V., Smirnov M.O., Karyagin D.A., Galkin V.A. Reducing the Quenching Duration for Components Made of the Heat-Resistant Wrought Nickel Alloy EI698-VD. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2026, no. 1, pp. 60–65.
6. Narsky A.R., Deynega G.I., Kuzmina I.G. Obtaining a fine-grained structure of castings from nickel superalloys using a cobalt aluminate modifier. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 3–14. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: July 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
7. Lopatin N.V., Bubnov M.V., Rogalev A.M., Korobova N.V., Sidorov A.A. Isothermal forging of EP741-NP alloy disc billets produced by powder metallurgy methods. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S5, pp. 31–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-31-37.
8. Kolyadov E.V., Visik E.M., Gerasimov V.V., Bityutskaya O.N. Features of the morphology of the structure of nickel superalloy depending on the values of the axial and radial temperature gradients at the crystallization front. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 15–24. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: July 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.

9. Kucheryaev V.V., Mironova N.A., Shishkov S.U. Research of technological features of Ni–Al–Co system ingots deformation. *Trudy VIAM*, 2016, no. 3 (39), pp. 3–9. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: July 13, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-1-1.
10. Doronin O.N., Gorlov D.S., Azarovsky E.N., Kochetkov A.S. Study of the structure and properties of a heat-resistant coating at high-temperature deformation of samples from titanium intermetallic alloy. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 61–70. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: July 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-61-70.
11. Ospennikova O.G., Bubnov M.V., Kapitanenko D.V. Computer modeling of metal working processes by pressure. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 141–147.
12. Tsepin M.A., Begnarsky V.V., Lisunets N.L., Sinitsyn M.V., Erokhov M.A. Use of specialized software in the development of metal forming processes. *Tsvetnye metally*, 2007, no. 5, pp. 98–101.
13. Shpagin A.S., Kapitanenko D.V., Moiseev N.V., Bazhenov A.R. Development of the technology for manufacturing ring blanks made of EP648-VI alloy by isothermal air forging using low-power hydraulic presses. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 17–26. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: July 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-17-26.
14. Vlasov A.V., Stebunov S.A., Evsyukov S.A., Biba N.V., Shitikov A.A. *Finite-Element Modeling of Forging and Bulk Forming Processes*. Moscow: Bauman Moscow State Tech. Univ., 2019, 384 p.
15. Sirotinsky A.A. Production Technology and Industrial Application of Silicate-Enamel Coatings. *Ekspozitsiya Neft Gaz*, 2007, no. 42, pp. 36–38.

Информация об авторах

Яшин Максим Сергеевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Капитаненко Денис Владимирович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Шпагин Александр Сергеевич, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Востриков Алексей Владимирович, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Maksim S. Yashin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Denis V. Kapitanenko, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksandr S. Shpagin, Deputy Head of Laboratory, 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 13.08.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.08.2026.
The article was submitted 13.08.2026; approved and accepted for publication after reviewing 20.08.2026.

Научная статья

УДК 669.715
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-52-64

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ЗАКАЛОЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В-1341 СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

И. Бенариеб[1], Д.В. Зайцев[1], Ю.А. Пучков[2]

[1]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru
[2]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия; bauman@bmstu.ru

Аннотация. *Методами просвечивающей электронной микроскопии, Фурье-преобразования и рентгеноспектрального микроанализа исследованы закалочные выделения в листовом образце толщиной 1,2 мм из сплава состава (в % (по массе)) Al–0,73Mg–0,60Si–0,18Cu–0,27Mn–0,23Fe (В-1341) после закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с (ниже критической скорости) и последующего естественного старения. Установлено, что выделения относятся преимущественно к метастабильным β'(Mg_9Si_5)- и B'($Al_3Mg_9Si_7$)-фазам. Выявлено, что в состав закалочных выделений может входить медь, которая при повышенном локальном содержании приводит к их структурной неоднородности.*

Ключевые слова: *сплавы системы Al–Mg–Si–(Cu), закалочные выделения, дисперсоиды, распад твердого раствора, просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения, Фурье-преобразование*

Для цитирования: Бенариеб И., Зайцев Д.В., Пучков Ю.А. Исследование кристаллической структуры закалочных выделений в алюминиевом сплаве В-1341 системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 52–64. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-52-64.

Scientific article

STUDY OF CRYSTAL STRUCTURE OF QUENCH-INDUCED PRECIPITATES IN ALUMINUM ALLOY V-1341 OF THE Al–Mg–Si SYSTEM

I. Benarieb[1], D.V. Zaytsev[1], Yu.A. Puchkov[2]

[1]Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru
[2]Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Bauman Moscow State Technical University (National Research University of Technology)», Moscow, Russia; bauman@bmstu.ru

Abstract. *Quench-induced precipitates formed in a 1.2 mm thick sheet specimen of Al–0.73Mg–0.60Si–0.18Cu–0.27Mn–0.23Fe alloy (V-1341) after quenching at a cooling rate of 0.3 °C/s (below the critical cooling rate) and subsequent natural ageing were studied by transmission electron microscopy, Fourier-transform analysis, and energy-dispersive X-ray microanalysis. The precipitates were found to correspond predominantly to metastable β'(Mg_9Si_5) and B'($Al_3Mg_9Si_7$) phases. It was shown that copper can be incorporated into the quench-induced precipitates and, at increased local concentrations, may cause structural heterogeneity.*

Keywords: *Al–Mg–Si–(Cu) alloys, quench-induced precipitation, dispersoids, solid-solution decomposition, high-resolution transmission electron microscopy, Fourier transform analysis*

For citation: Benarieb I., Zaytsev D.V., Puchkov Yu.A. Study of crystal structure of quench-induced precipitates in aluminum alloy V-1341 of the Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 52–64. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-52-64.

Введение

В ранее выполненной работе [1] исследована закалочная чувствительность листов из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si, где методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и дифференциальной сканирующей калориметрии с использованием термодинамического моделирования изучены особенности формирования выделений при замедленном закалочном охлаждении (со скоростью ниже критической). При этом кристаллическая структура закалочных выделений была изучена недостаточно. В данной статье представлен анализ кристаллической структуры закалочных выделений с помощью методов просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) и анализа картин Фурье-преобразования.

Распад пересыщенного твердого раствора (ПТР) в сплавах системы Al–Mg–Si сопровождается сложными фазовыми превращениями, при которых образуются различные модификации промежуточных фаз β- и Q-типа (при добавке Cu), которые отличаются по составу, кристаллической решетке и морфологии выделений (табл. 1) [2–17]. В настоящее время фазовый состав продуктов распада ПТР в сплавах системы Al–Mg–Si (серии 6XXX) остается предметом активных обсуждений вследствие большого числа промежуточных фаз. Сведения из научно-технических литературных источников об их кристаллической структуре и обозначении могут быть противоречивы, особенно для случая поздних стадий распада ПТР. Возможность существования множества фаз обусловлена тем, что условия их образования могут зависеть от химического состава сплава – прежде всего от содержания Mg, Si и их соотношения, а также от режима термообработки и структуры материала, сформированной в процессе изготовления [17–23].

Ряд промышленных сплавов системы Al–Mg–Si, в том числе исследуемый сплав В-1341, дополнительно легируют медью для повышения упрочнения при старении. Даже небольшое количество Cu (<0,2 % (по массе)) в составе сплава заметно влияет на кинетику распада ПТР, изменяя последовательность выделения фаз, а при определенных условиях, например при избытке Si или длительном режиме старения, может способствовать образованию различных модификаций метастабильных фаз Q-типа (на основе соединения $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$): Q′, QP, QC и т. д. (табл. 1). Кристаллическая структура фаз Q-типа также остается предметом обсуждения. Понимание фазового состава медьсодержащих сплавов серии 6XXX осложняется, в частности, следующими обстоятельствами. Атомы Cu могут локально замещать атомы других элементов, образующих β″- и β′-фазы, что вносит изменение в их кристаллическую решетку, в частности в ряде случаев приводит к фрагментации, т. е. к образованию в пределах одной частицы отдельных ячеек и участков с различной кристаллической решеткой. Такие медьсодержащие выделения могут иметь сложное строение, так как могут не только состоять из смешанных фрагментов, но и иметь разный элементный состав, что затрудняет их однозначную фазовую идентификацию. Имеются сведения, что в сплавах с добавкой меди B′(C)-фаза является промежуточной фазой, предшествующей образованию фаз Q-типа. Это может объяснять, почему B′-фаза имеет близкие к Q-фазе кристаллическую решетку и стехиометрический состав по содержанию Al, Mg и Si [24–35].

Таблица 1

Данные об основных фазах в сплавах системы Al–Mg–Si–(Cu)

Фаза	Стехиометрия	Mg/Si (в фазе)	Кристаллическая структура (пространственная группа)	Параметры решетки				Морфология частиц (ориентация)	Основные ориентационные соотношения с (Al) матрицей	Литературный источник
				a	*b*	*c*	Угол, градус			
				Å						
β	Mg_2Si	2,0	Кубическая (Fm-3m)	6,35			–	Пластины	$\{111\}_{\beta} \parallel \{111\}_{Al}$ $<010>_{\beta} \parallel <110>_{Al}$	[16, 17]
β″	Mg_5Si_6	0,8–1,2	Моноклинная (C2/m)	15,16	4,05	6,74	105,3 (β)	Иглы (вдоль $<100>_{Al}$)	$(010)_{\beta''} \parallel (100)_{Al}$ $[100]_{\beta''} \parallel [230]_{Al}$ $[001]_{\beta''} \parallel [\bar{3}10]_{Al}$	[10, 11]
β′	Mg_9Si_5	1,7–1,8	Гексагональная ($P6_3/m$)	7,15		12,15	120 (γ)	Стержни (вдоль $<100>_{Al}$)	$(001)_{\beta'} \parallel <001>_{Al}$ $[100]_{\beta'} \parallel <\bar{3}10>_{Al}$ $[10\bar{1}0]_{\beta'} \parallel [110]_{Al}$	[12, 26]
U1 (A)	Al_2MgSi_2	0,5	Тригональная (P-3m1)	4,05		6,74	120 (γ)	Иглы (вдоль $<100>_{Al}$)	–	[8, 27]
U2 (B)	AlMgSi	1,0	Орторомбическая (Pnma)	6,75	4,05	7,94	–	Стержни (вдоль $<100>_{Al}$)	$(010)_{U2} \parallel (001)_{Al}$ $[100]_{U2} \parallel [\bar{3}10]_{Al}$ $[001]_{U2} \parallel [130]_{Al}$	
B′(C)	$Al_3Mg_9Si_7$ – $Al_3Mg_9Si_8$	1,1–1,3	Гексагональная (P-6)	10,4		4,05	120 (γ)	Рейки (вдоль $<100>_{Al}$)	$(0001)_{B'} \parallel (001)_{Al}$ $[2\bar{1}\bar{1}0]_{B'} \wedge [100]_{Al}$ =10 градусов	[8, 27, 29]
Q′	$Al_5Mg_8Si_6Cu_2$	1,3	Гексагональная (P-6)	10,32		4,05	120 (γ)	Рейки (вдоль $<100>_{Al}$)	$[0001]_{Q'} \parallel [001]_{Al}$ $[21\bar{3}0]_{Q'} \parallel [020]_{Al}$ $[1\bar{2}10]_{Q'} \parallel [130]_{Al}$	[24, 28, 29, 35, 36]
Q	$Al_5Mg_8Si_6Cu_2$	1,3	Гексагональная (P-6)	10,39		4,02	120 (γ)	Рейки (вдоль $<100>_{Al}$)	$[0001]_{Q} \parallel <001>_{Al}$	

Анализ современной научно-технической литературы показывает, что ПЭМ ВР (например, HRTEM, HAADF-STEM) и различных физических методов – например, атомно-зондовой томографии, приводит к уточнению традиционных представлений о механизме распада ПТР в деформируемых сплавах серии 6XXX на атомном уровне. В частности, последние исследования показывают, что выделения не всегда являются однофазными (монолитными) частицами, а могут иметь гетерофазное и структурно-неоднородное строение. Такая неоднородность проявляется в наличии отдельных фрагментов различных фаз, участков с неупорядоченной структурой, внутренних дефектов и изменяющихся ориентационных соотношений с алюминиевой матрицей [9, 11, 18, 32, 33].

В современных исследованиях сплавов серии 6XXX, как правило, основное внимание уделяется кристаллической структуре выделений, образующихся при нагреве или изотермических условиях искусственного старения закаленного сплава, в то время как кристаллическая структура выделений, образующихся в условиях непрерывного охлаждения при закалке со скоростью ниже критической, остается недостаточно изученной. Расширение представлений о фазовой принадлежности выделений в сплавах серии 6XXX (особенно с добавкой меди), а также углубление понимания механизма образования и роста частиц на атомном уровне имеют не только научную, но и практическую значимость. Это позволит обоснованно выбирать химический состав сплава и режимы термической обработки, включая параметры искусственного старения, для достижения требуемого комплекса эксплуатационных свойств [18].

Цель работы – исследование кристаллической структуры закалочных выделений в листах из сплава В-1341 системы Al–Mg–Si после непрерывной закалки со скоростью охлаждения ниже критической. Работа является продолжением ранее проведенных исследований закалочной чувствительности перспективного высокотехнологичного сплава В-1341 [1, 37–39].

Материалы и методы

Объектом исследования служили промышленные холоднокатаные листы толщиной 1,2 мм из сплава В-1341 в исходном полунагартованном состоянии Н2. Химический состав листов соответствовал марочному составу сплава по ОСТ 90048, в % (по массе): 0,73 Mg; 0,60 Si; 0,18 Cu; 0,27 Mn; 0,07 Ca; 0,23 Fe; 0,02 Cr; 0,06 Ti; 0,02 Zn; Al – основа. На прецизионном электроискровом станке из листов изготовлен цилиндрический образец диаметром 5 мм. Замедленное закалочное охлаждение образца осуществляли на высокотемпературном калориметре в режиме дифференциальной сканирующей калориметрии. Образец нагревали со скоростью 20 °С/мин до температуры 530 °С, выдерживали в течение 15 мин, после чего охлаждали с заданной постоянной скоростью 0,3 °С/с для имитации замедленной закалки. Затем образец подвергали естественному старению до состояния Т.

Методики проведения ПЭМ ВР и РСМА соответствовали ранее выполненным в работе [1]. Для исследования кристаллической структуры выделений использовали изображения ПЭМ ВР. Данный метод позволяет получать изображение тонкой структуры в атомном разрешении и таким образом анализировать непосредственно кристаллическую структуру отдельных выделений. На основе изображений ПЭМ ВР получали картины Фурье-преобразованием с помощью специализированной программы. Кроме того, построены расчетные электронограммы предполагаемой фазы с использованием разработанной компьютерной программы, куда вносили данные о кристаллической решетке предполагаемой фазы (табл. 1). Принадлежность частицы к той или иной кристаллической структуре определяли путем сравнительного анализа при сопоставлении сетки рефлексов картины Фурье-преобразования от экспериментально полученного изображения и сетки рефлексов расчетной электронограммы (модели) с учетом результатов РСМА.

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

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены светлопольные ПЭМ-изображения типичных участков микроструктуры исследованного образца, полученные для оси зоны $<100>_{Al}$. Изображения иллюстрируют характер распада ПТР как в объеме зерен, так и в приграничных зонах.

В объеме зерен наблюдаются неравномерно распределенные дисперсоиды α-фазы ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$) размером от 20 до 300 нм, имеющие округлую или слегка вытянутую форму. Распад твердого раствора при замедленном закалочном охлаждении в основном реализуется в объеме зерен с образованием стержнеобразных частиц длиной до ~500 нм и шириной 10–30 нм. При этом значительная часть закалочных выделений располагается непосредственно на поверхности дисперсоидов, формируя локальные скопления частиц, что указывает на гетерогенный характер их образования. На приграничных зонах зерен выраженного скопления закалочных выделений не наблюдается; при этом фиксируются единичные дисперсоиды α-фазы. На рис. 1, *а* обнаружены единичные крупные темные частицы пластинчатой формы, которые по морфологии характерны для равновесной β-фазы (Mg_2Si).

Наблюдаемое различие контраста между стержнеобразными выделениями может быть связано как с особенностями их ориентации относительно электронного пучка, так и с различиями в их внутреннем строении и фазовом составе. При этом различие видимой формы закалочных выделений, по-видимому, в значительной степени

обусловлено проекционным эффектом при ПЭМ-наблюдении: частицы, ориентированные преимущественно в плоскости фольги, имеют вид протяженных стержней, тогда как выделения, параллельно расположенные близко к направлению электронного пучка, могут проявляться как короткие темные фрагменты или частицы округлой формы. Такая морфология согласуется с характерным стержнеобразным или реечным строением промежуточных β′- и B′-фаз в сплавах системы Al–Mg–Si.

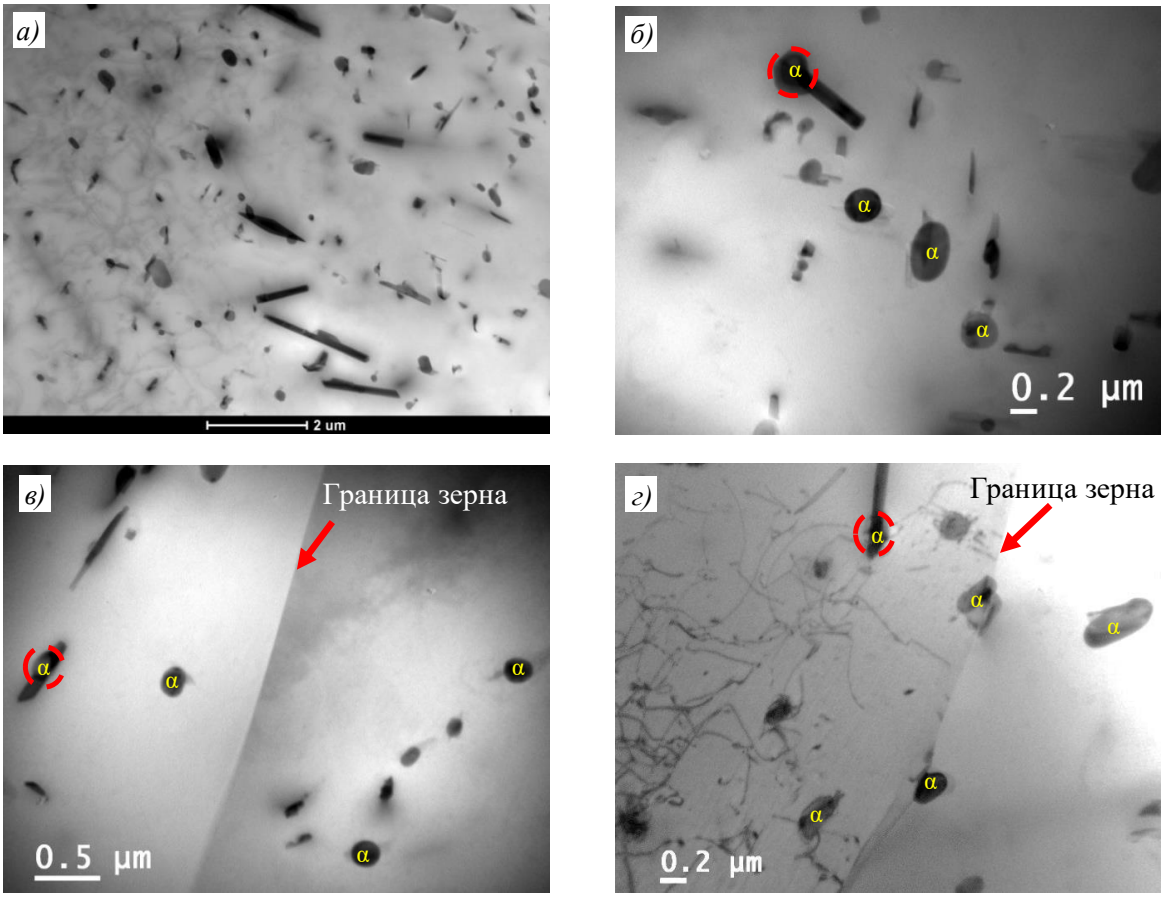


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с, иллюстрирующие характер распада пересыщенного твердого раствора, а также вид закалочных выделений и дисперсоидов (ось зоны <100>$_{Al}$)

На рис. 2 представлены изображения, иллюстрирующие морфологию стержнеобразного закалочного выделения, сформированного на дисперсоиде, атомное строение на границе раздела выделения и дисперсоида, а также элементный состав закалочных выделений. Стержнеобразная частица закалочного выделения (рис. 2, *а*, *б*), расположенная в плоскости снимка на поверхности дисперсоида α-фазы, вытянута вдоль направления <100>$_{Al}$ и имеет длину 400–500 нм при поперечном размере 15–25 нм. Видно, что дисперсоид представлен в качестве подложки для гетерогенного зарождения выделения, которое ориентированно нарастает на его поверхность и частично охватывает дисперсоид в виде оболочки. Изображение ПЭМ ВР (рис. 2, *б*) указывает на наличие признаков локального согласованного сопряжения кристаллических областей на границе раздела между дисперсоидом и закалочным выделением, однако не позволяет установить характер когерентности.

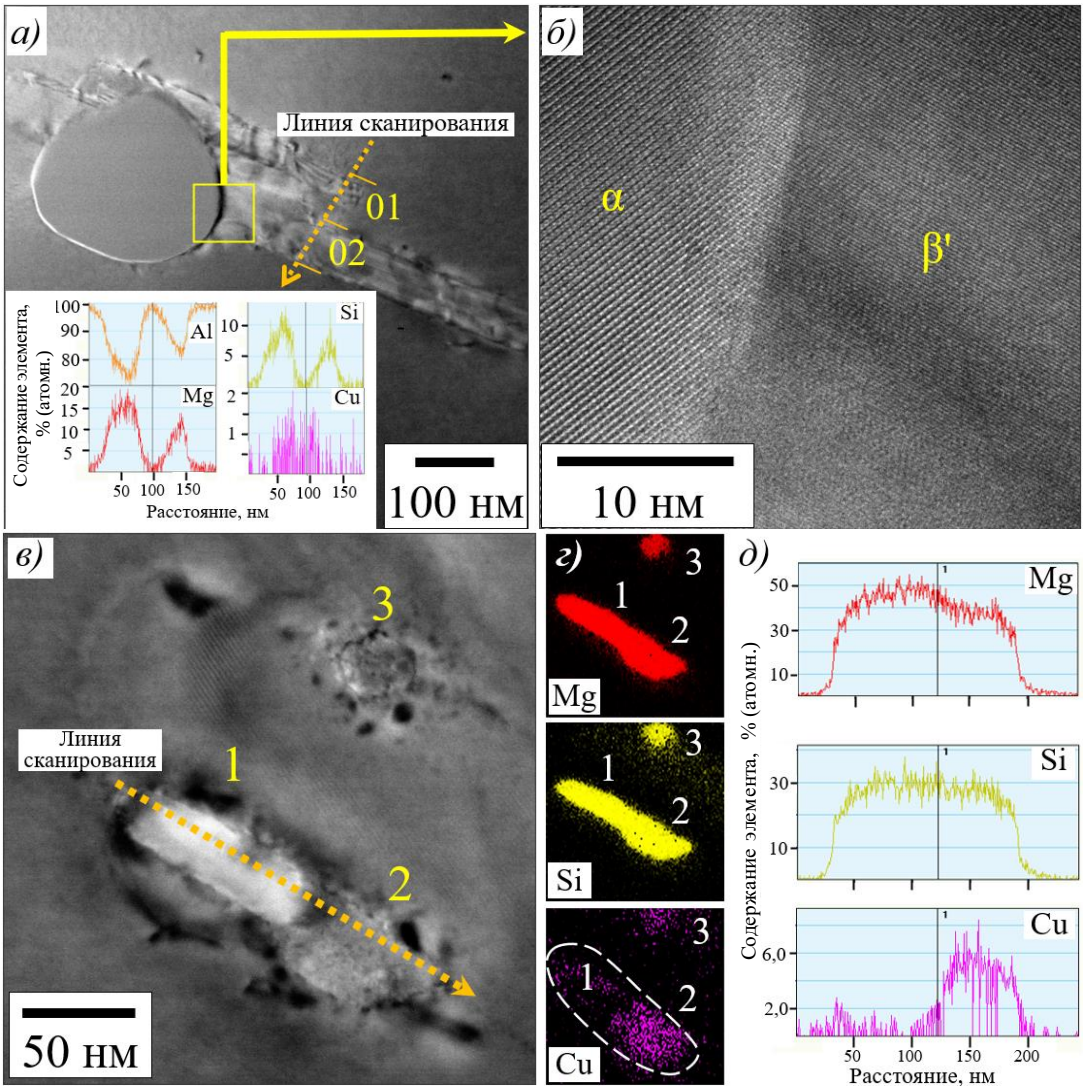


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения, иллюстрирующие характер закалочных выделений в структуре сплава В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с (ось зоны <100>$_{Al}$): *а* – морфология стержнеобразной частицы на дисперсоиде, расположенной в плоскости снимка, и профиль РСМА вдоль линии сканирования; *б* – картина высокого разрешения, иллюстрирующая атомное строение на границе раздела дисперсоида и выделения, отмеченной на рис. 2, *а*; *в* – стержнеобразные частицы в поперечном сечении; *г* – карты распределения Mg, Si, Cu (РСМА) на участке структуры рис. 2, *в*; *д* – профили РСМА вдоль линии сканирования, представленной на рис. 2, *в*

Данные РСМА вдоль линий сканирования (рис. 2, табл. 2) показывают, что закалочные выделения обогащены Mg и Si с соотношением Mg/Si >1. Наблюдается также относительно малое количество Cu, которое распределяется в выделениях неравномерно: в отдельных областях наблюдается ее локальное повышение. В большинстве участков частиц среднее атомное соотношение Mg:Si:Cu составляет ~(17–18):10:1. Сопоставление элементного состава выделений со стехиометрическим составом различных соединений по научно-техническим литературным данным (табл. 1) показывает, что они наиболее близки к метастабильной β′(Mg_9Si_5)-фазе.

На рис. 3 представлены изображения ПЭМ ВР трех характерных закалочных выделений, а также соответствующие картины Фурье-преобразования и расчетные

электронограммы. Анализ картин Фурье-преобразования показал, что исследованные выделения относятся к фазам с гексагональной кристаллической решеткой (рис. 3, *б*, *в*).

Таблица 2

Результаты рентгеноспектрального микроанализа вдоль линий сканирования закалочных выделений

Спектр	Участок	Расстояние, нм	Содержание элементов (средние значения), % (атомн.)				Mg/Si	Mg:Si:Cu
			Al	Mg	Si	Cu		
Рис. 2, *а*	01	0–100	Основа	15	8	0,8	1,8	18:10:1
	02	100–170		10	6	0,3	1,7	18:10:1
Рис. 2, *в*, *д*	1	0–100		50	30	0,4	1,7	17:10:0
	2	100–200		40	25	4,5	1,5	16:10:2

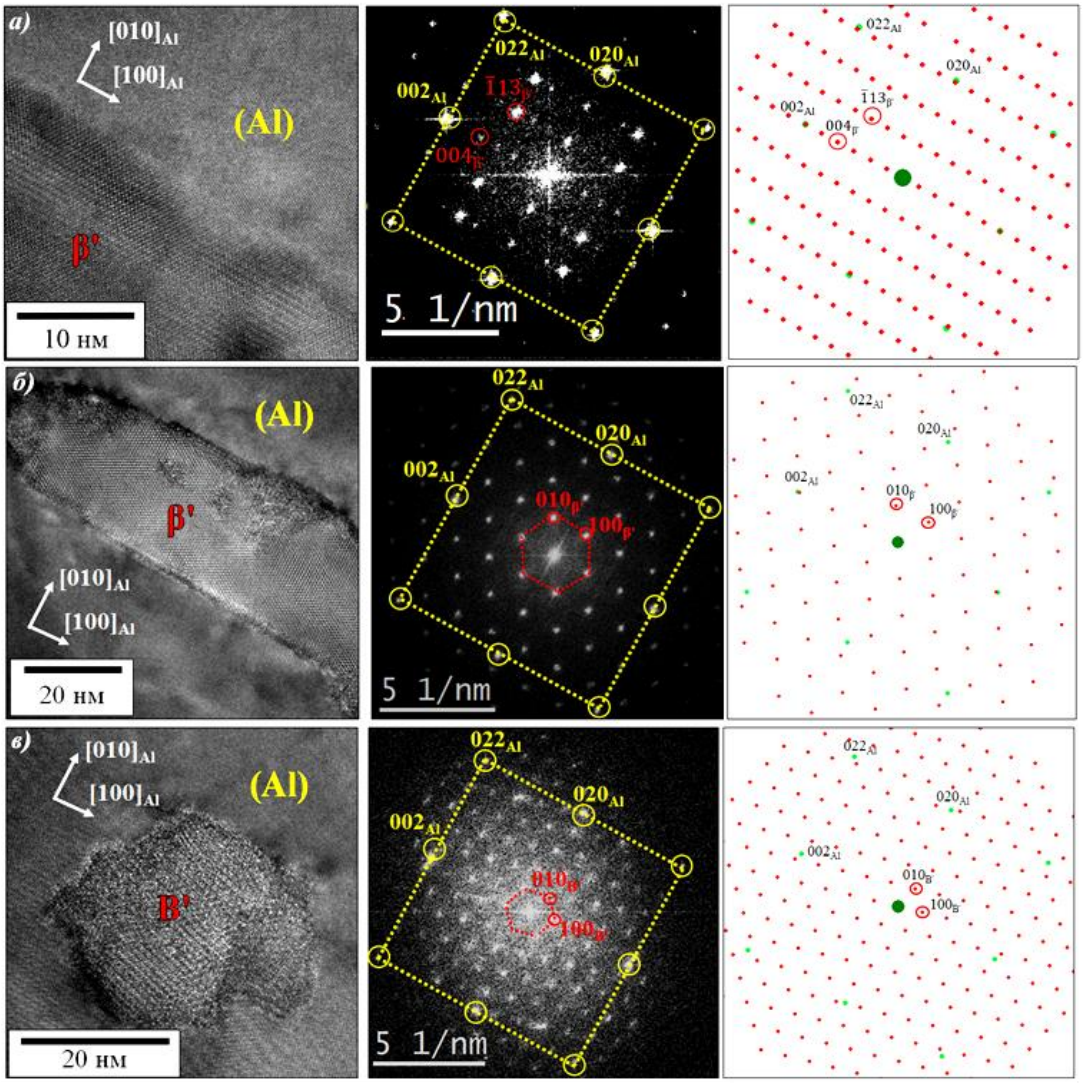


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения высокого разрешения, иллюстрирующие кристаллическое строение закалочных выделений в сплаве В-1341-Т после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с, соответствующие картины Фурье-преобразования и расчетные электронограммы (ось зоны <100>$_{Al}$): *а* – участок частицы, расположенной в плоскости снимка (см. рис. 2, *а*); *б* – участок частицы 1 в поперечном сечении (см. рис. 2, *в*); *в* – частица 3 в поперечном сечении (см. рис. 2, *в*)

На основе сравнительного анализа картин Фурье-преобразования с расчетными электронограммами с учетом результатов РСМА установлено, что основная часть частиц имеет параметры, близкие к параметрам β′(Mg_9Si_5)-фазы: *a* = 0,715 нм и *c* = 1,215 нм (рис. 3, *а, б*). Локальное присутствие меди в области таких выделений может быть связано с сегрегацией атомов меди в некоторых зонах частицы и на границах с матрицей. Определенные ориентационные соотношения β′-фазы с алюминиевой матрицей имеют вид: $(001)_{\beta'} \parallel (100)_{Al}$; $[110]_{\beta'} \parallel [010]_{Al}$. Данные ориентационные соотношения несколько отличаются от приводимых в научно-технической литературе для β′-фазы (табл. 1).

Выявлено также, что часть закалочных выделений имеет параметр решетки *a* = 1,04 нм (рис. 3, *в*), что при условии параметра *c* = 0,405 нм (по научно-техническим литературным данным) соответствует B′($Al_3Mg_9Si_7$)- или Q′($Al_5Mg_8Si_6Cu_2$)-фазе. Разделить эти фазы только на основе полученных снимков и картин Фурье-преобразования затруднительно, так как они имеют близкие кристаллические решетки и схожее содержание Mg и Si (табл. 1). Принимая во внимание малое содержание Cu в исследуемом сплаве (0,08 % (атомн.)), ее меньшую диффузионную подвижность по сравнению с Mg и Si, а также данные термодинамического моделирования, полученные ранее в работе [1], выделения данного типа следует преимущественно относить к B′-фазе. Определены следующие ориентационные соотношения B′-фазы с (Al) матрицей: $(001)_{B'} \parallel (100)_{Al}$; $[\bar{1}10]_{B'} \parallel [011]_{Al}$.

При анализе тонкой структуры методом ПЭМ ВР выявлено также, что некоторые закалочные выделения состоят одновременно как из упорядоченных участков β′-фазы, так и из участков, для которых однозначная идентификация кристаллической решетки существенно затруднена: картина Фурье-преобразования характеризуется размытыми или смешанными рефлексами, что указывает на структурную неоднородность (рис. 4). При этом данная неоднородность коррелирует с локальным повышенным содержанием Cu (>2,0 % (атомн.)) по результатам РСМА (рис. 2, *г, д*). На основе научно-технических литературных данных [24–35] можно заключить, что локальное обогащение медью таких областей способствует их фрагментации, т. е. образованию участков с различной кристаллической решеткой. Не исключено, что отдельные фрагменты образованы метастабильными медьсодержащими фазами Q-типа.

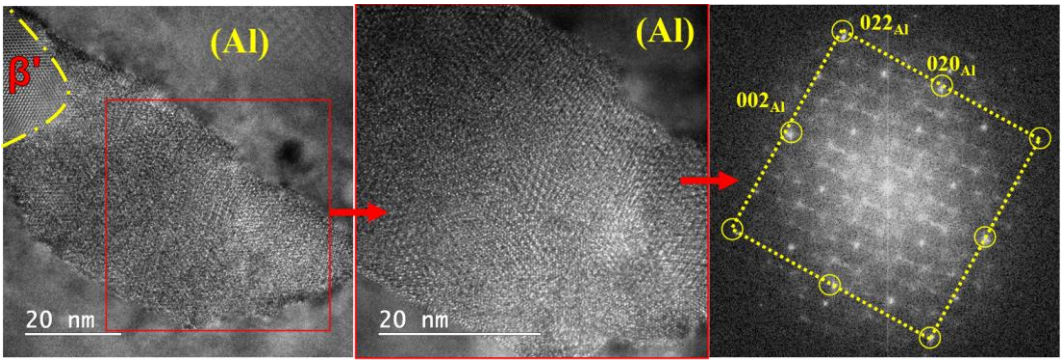


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения, иллюстрирующее кристаллическое строение участка частицы 2 в поперечном сечении (см. рис. 2, *в*), и соответствующая картина Фурье-преобразования

Заключения

Методами ПЭМ ВР, анализа картин Фурье-преобразования и РСМА исследованы закалочные выделения в листовом образце из сплава В-1341 системы Al–Mg–Si

после замедленного закалочного охлаждения со скоростью 0,3 °С/с (ниже критической скорости) и последующего естественного старения.

Показано, что закалочные выделения образуются преимущественно на поверхности дисперсоидов α-фазы ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$), что указывает на гетерогенный механизм их образования. Выделения имеют стержнеобразную морфологию, содержат Mg и Si при соотношении Mg/Si >1 и соответствуют метастабильным фазам с гексагональной кристаллической решеткой: β′-фазе (Mg_9Si_5) и B′-фазе ($Al_3Mg_9Si_7$), одновременно присутствующих в структуре материала. Определены следующие ориентационные соотношения данных фаз с алюминиевой матрицей: $(001)_{\beta'} \parallel (100)_{Al}$; $[110]_{\beta'} \parallel [010]_{Al}$ и $(001)_{B'} \parallel (100)_{Al}$; $[\bar{1}10]_{B'} \parallel [011]_{Al}$.

Установлено, что в состав закалочных выделений может входить медь в незначительном количестве (до 0,5 % (атомн.)), которая распределяется в них неравномерно. При локальном повышенном содержании Cu >2,0 % (атомн.) в некоторых областях наблюдается структурная неоднородность, что связано с их фрагментацией. Сделано предположение, что единичные выделения или фрагменты, обогащенные медью, относятся к метастабильным фазам Q-типа. В дальнейшем это следует учитывать для понимания влияния малой добавки меди в сплавах серии 6XXX на коррозионное поведение материала, а также на особенности распада твердого раствора при последующем старении.

Результаты работы могут использоваться для уточнения представлений о распаде ПТР в сплавах серии 6XXX, а также при выборе режимов закалочного охлаждения различных изделий из данных сплавов [40, 41]. В частности, полученные данные перспективны для применения при проведении малодеформационной закалки тонкостенных полуфабрикатов и деталей в средах с пониженной охлаждающей способностью с целью снижения коробления по сравнению с традиционной закалкой в холодной воде.

Список источников

1. Бенариеб И., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Шорстов С.Ю. Особенности формирования закалочных выделений в листах из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 53–66. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.
2. Чуистов К.В. Старение металлических сплавов. 2-е изд., доп. и перераб. Киев: Академпериодика, 2003, 567 с.
3. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 9. С. 40–45.
4. Яшин В.В., Арышенский Е.В., Дриц А.М. и др. Влияние малой степени холодной деформации на упрочнение при искусственном старении листов из сплавов системы Al–Mg–Si // Металловедение и термическая обработка металлов. 2025. № 6 (840). С. 19–27.
5. Бочвар Н.Р., Добаткин С.В., Рыбальченко О.В. и др. Исследование процесса рекристаллизации Al–Mg–Si-сплавов с добавками Sc, Zr, Hf после различных видов холодной деформации // Технология легких сплавов. 2020. № 1. С. 19–27.
6. Бенариеб И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Шорстов С.Ю., Шумейко Р.М. Закалочная чувствительность деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si (обзор) // Труды ВИАМ. 2025. № 2 (144). С. 25–46. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 06.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.
7. Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В. Кальций как элемент для микролегирования деформируемых алюминиевых сплавов: монография. М.; Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. 296 с.
8. Marioara C.D., Nordmark H., Andersen S.J., Holmestad R. Post-β″ phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys // Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. P. 471–478.

9. Marioara C.D., Andersen S., Hell C. et al. Atomic structure of clusters and GP-zones in an Al–Mg–Si alloy // Acta Materialia. 2024. Vol. 269. P. 119811.
10. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J. et al. The crystal structure of the β″ phase in Al–Mg–Si alloys // Acta Materialia. 1998. Vol. 46. P. 3283–3298.
11. Christiansen E., Marioara C., Holmedal B. et al. Nano-scale characterisation of sheared β″ precipitates in a deformed Al–Mg–Si alloy // Scientific Reports. 2019. Vol. 9. No. 1. P. 17446.
12. Vissers R., van Huis M.A., Jansen J. et al. The crystal structure of the β′ phase in Al–Mg–Si alloys // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. No. 11. P. 3815–3823.
13. Sunde J.K., Marioara C.D., van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The evolution of precipitate crystal structures in an Al–Mg–Si(–Cu) alloy studied by a combined HAADF-STEM and SPED approach // Materials Characterization. 2018. Vol. 142. P. 458–469.
14. Sunde J.K., Marioara C.D., Holmestad R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al–Mg–Si(–Cu) alloys // Materials Characterization. 2020. Vol. 160. P. 110087.
15. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S. et al. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements // Advanced Engineering Materials. 2018. Vol. 20. No. 7. P. 1800125.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β-Mg_2Si precipitation in Al–Mg–Si alloys // Materials Transactions. 2001. Vol. 42. No. 12. P. 2576–2583.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating // Materials Transactions. 2002. Vol. 43. No. 2. P. 246–255.
18. Газизов М.Р., Боев А.О., Газизова М.Ю., Кайбышев Р.О. Интерметаллидные частицы в Al–Cu–Mg(–Si, –Ag) сплавах – просвечивающая электронная микроскопия атомного разрешения // Тез. докл. междунар. конф. «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии». Томск, 2023. С. 102–103.
19. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2023. Vol. 947. P. 169559.
20. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment // Journal of Alloys and Compounds. 2020. Vol. 826. P. 154144.
21. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys // Materials Transactions. 2011. Vol. 52. No. 5. P. 914–919.
22. Gao C., Liu X., Zhao D. et al. Recent Progress in Testing and Characterization of Hardenability of Aluminum Alloys: A Review // Materials. 2023. Vol. 16. P. 4736.
23. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy // Journal of Materials Research and Technology. 2023. Vol. 24. P. 6753–6761.
24. Marioara C.D., Andersen S.J., Stene T.N. et al. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys // Philosophical Magazine. 2007. Vol. 87. No. 23. P. 3385–3413.
25. Li K., Song M., Du Y., Fang X. Effect of minor Cu addition on the precipitation sequence of an as-cast Al–Mg–Si 6005 alloy // Archives of Metallurgy and Materials. 2012. Vol. 57. No. 2. P. 458–466.
26. Weng Y., Jia Z., Ding L. et al. The multiple orientation relationships and morphology of β′ phase in Al–Mg–Si–Cu alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2018. Vol. 767. P. 81–89.
27. Chen H., Lu J., Kong Y. et al. Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the B′ precipitate in Al–Mg–Si alloys // Acta Materialia. 2020. Vol. 185. P. 193–203.
28. Ding L., Jia Z., Nie J.F. et al. The structural and compositional evolution of precipitates in Al–Mg–Si–Cu alloy // Acta Materialia. 2018. Vol. 145. P. 437–450.
29. Matsuda K., Uetani Y., Sato T., Ikeno S. Metastable phases in an Al–Mg–Si alloy containing copper // Metallurgical and Materials Transactions A. 2001. Vol. 32. No. 6. P. 1293–1299.
30. Maeda T., Kaneko K., Namba T. et al. Structural and compositional study of precipitates in underaged Cu added Al–Mg–Si alloy // Nature. 2018. Vol. 8. Art. 16629.

31. Saito T., Marioara C., Royset J. et al. The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with different Cu amounts // Materials Science and Engineering: A. 2014. Vol. 609. P. 72–79.
32. Gazizov M., Marioara C.D., Friis J. et al. Unique hybrid precipitate structures forming in an Al–Cu–Mg–Si alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2020. Vol. 826. Art. 153977.
33. Gazizov M.R., Holmestad R., Marioara C.D., Kaibyshev R.O. Quantitative analysis of {100}Al plate/lath- and <100>Al rod-shaped precipitates in an aged Al–Cu–Mg–Si alloy using TEM // IOP Conference Series: Material Science and Engineering. 2021. Vol. 1014. Art. 012013.
34. Garric V., Colas K., Donnadieu P. et al. Correlation between quenching rate, mechanical properties and microstructure in thick sections of AlMgSi (Cu) alloys // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 753. P. 253–261.
35. Bartawi E.H., Marioara C.D., Shaban G. et al. Atomic structure of hardening precipitates in Al–Mg–Si alloys: influence of minor additions of Cu and Zn // ACS nano. 2023. Vol. 17. No. 23. P. 24115–24129.
36. Сбитнева С.В., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Исследование механизмов упрочнения в сплаве системы Al–Mg–Si–Cu в процессе низкотемпературной термомеханической обработки // Труды ВИАМ. 2021. № 12 (106). С. 14–20. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
37. Бенариеб И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора при закалочном охлаждении листов из алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124. № 9. С. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
38. Каблов Е.Н., Дуюнова В.А., Бенариеб И. и др. Особенности распада переохлажденного твердого раствора при закалке листов из высокотехнологичного сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // Технология легких сплавов. 2020. № 3. С. 20–33.
39. Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Бенариеб И. Особенности структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). С. 15–24. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
40. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers // Vacuum. 2023. Vol. 215. P. 112303.
41. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 730. P. 317–327.

References

1. Benarieb I., Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Shorstov S.Yu. Features of quench-induced precipitation in sheets of V-1341 aluminum alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 53–66. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-53-66.
2. Chuistov K.V. *Aging of Metal Alloys*. 2nd ed., rev. and add. Kyiv: Akademperiodika, 2003, 567 p.
3. Kolobnev N.I., Ber L.B., Khokhlatova L.B., Ryabov D.K. Structure, properties, and application of Al–Mg–Si–(Cu) system alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2011, no. 9, pp. 40–45.
4. Yashin V.V., Aryshenskii E.V., Drits A.M. et al. Effect of a low degree of cold deformation on the strengthening of Al–Mg–Si alloy sheets during artificial aging. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2025, no. 6 (840), pp. 19–27.
5. Bochvar N.R., Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V. et al. Investigation of the recrystallization process in Al–Mg–Si alloys with Sc, Zr, and Hf additions following various types of cold deformation. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 1, pp. 19–27.
6. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Shorstov S.Yu., Shumeyko R.M. Quench sensitivity of wrought heat-treatable aluminum alloys of the Al–Mg–Si system (review). *Trudy VIAM*, 2025, no. 2 (144), pp. 25–46. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-25-46.

7. Grushko O.E., Ovsyannikov B.V., Ovchinnikov V.V. *Calcium as an Element for Micro-alloying Wrought Aluminum Alloys*: A Monograph. Moscow; Vologda: Infra-Inzheneriya, 2021, 296 p.
8. Marioara C.D., Nordmark H., Andersen S.J., Holmestad R. Post-β″ phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, pp. 471–478.
9. Marioara C.D., Andersen S., Hell C. et al. Atomic structure of clusters and GP-zones in an Al–Mg–Si alloy. *Acta Materialia*, 2024, vol. 269, p. 119811.
10. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J. et al. The crystal structure of the β″ phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, pp. 3283–3298.
11. Christiansen E., Marioara C., Holmedal B. et al. Nano-scale characterisation of sheared β″ precipitates in a deformed Al–Mg–Si alloy. *Scientific Reports*, 2019, vol. 9, no. 1, p. 17446.
12. Vissers R., van Huis M.A., Jansen J. et al. The crystal structure of the β′ phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, no. 11, pp. 3815–3823.
13. Sunde J.K., Marioara C.D., van Helvoort A.T.J., Holmestad R. The evolution of precipitate crystal structures in an Al–Mg–Si(–Cu) alloy studied by a combined HAADF-STEM and SPED approach. *Materials Characterization*, 2018, vol. 142, pp. 458–469.
14. Sunde J.K., Marioara C.D., Holmestad R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al–Mg–Si(–Cu) alloys. *Materials Characterization*, 2020, vol. 160, p. 110087.
15. Saito T., Mortsell E.A., Wenner S. et al. Atomic structures of precipitates in Al–Mg–Si alloys with small additions of other elements. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 7, pp. 1800125.
16. Ohmori Y., Long C., Matsuura Y. et al. Morphology and crystallography of β-Mg_2Si precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 12, pp. 2576–2583.
17. Ohmori Y., Doan L.C., Nakai K. Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating. *Materials Transactions*, 2002, vol. 43, no. 2, pp. 246–255.
18. Gazizov M.R., Boev A.O., Gazizova M.Yu., Kaibyshev R.O. Intermetallic particles in Al–Cu–Mg(–Si, –Ag) alloys: atomic-resolution transmission electron microscopy. *Abstracts of the Int. Conf. «Physical Mesomechanics: Materials with a Multilevel Hierarchically Organized Structure and Intelligent Manufacturing Technologies»*. Tomsk, 2023, pp. 102–103.
19. Ma Y., Liu C., Miao K. et al. Effects of cooling rate and cryogenic temperature on the mechanical properties and deformation characteristics of an Al–Mg–Si–Fe–Cr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 947, p. 169559.
20. Liu S., Wang X., Pan Q. et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al–Mg–Si–Mn–Cr alloy during isothermal treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, p. 154144.
21. Strobel K., Easton M., Sweet L. et al. Relating quench sensitivity to microstructure in 6000 series aluminium alloys. *Materials Transactions*, 2011, vol. 52, no. 5, pp. 914–919.
22. Gao C., Liu X., Zhao D. et al. Recent Progress in Testing and Characterization of Hardenability of Aluminum Alloys: A Review. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 4736.
23. Yang M., Ruan Z., Lin H. et al. Quantified effect of quench rate on the microstructures and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 6753–6761.
24. Marioara C.D., Andersen S.J., Stene T.N. et al. The effect of Cu on precipitation in Al–Mg–Si alloys. *Philosophical Magazine*, 2007, vol. 87, no. 23, pp. 3385–3413.
25. Li K., Song M., Du Y., Fang X. Effect of minor Cu addition on the precipitation sequence of an as-cast Al–Mg–Si 6005 alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 57, no. 2, pp. 458–466.
26. Weng Y., Jia Z., Ding L. et al. The multiple orientation relationships and morphology of β′ phase in Al–Mg–Si–Cu alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 767, pp. 81–89.
27. Chen H., Lu J., Kong Y. et al. Atomic scale investigation of the crystal structure and interfaces of the B′ precipitate in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 2020, vol. 185, pp. 193–203.
28. Ding L., Jia Z., Nie J.F. et al. The structural and compositional evolution of precipitates in Al–Mg–Si–Cu alloy. *Acta Materialia*, 2018, vol. 145, pp. 437–450.

29. Matsuda K., Uetani Y., Sato T., Ikeno S. Metastable phases in an Al–Mg–Si alloy containing copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32, no. 6, pp. 1293–1299.
30. Maeda T., Kaneko K., Namba T. et al. Structural and compositional study of precipitates in under-aged Cu added Al–Mg–Si alloy. *Nature*, 2018, vol. 8, art. 16629.
31. Saito T., Marioara C., Royset J. et al. The effects of quench rate and pre-deformation on precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with different Cu amounts. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 609, pp. 72–79.
32. Gazizov M., Marioara C.D., Friis J. et al. Unique hybrid precipitate structures forming in an Al–Cu–Mg–Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, art. 153977.
33. Gazizov M.R., Holmestad R., Marioara C.D., Kaibyshev R.O. Quantitative analysis of {100}Al plate/lath- and <100>Al rod-shaped precipitates in an aged Al–Cu–Mg–Si alloy using TEM. *IOP Conference Series: Material Science and Engineering*, 2021, vol. 1014, art. 012013.
34. Garric V., Colas K., Donnadieu P. et al. Correlation between quenching rate, mechanical properties and microstructure in thick sections of AlMgSi (Cu) alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 753, pp. 253–261.
35. Bartawi E.H., Marioara C.D., Shaban G. et al. Atomic structure of hardening precipitates in Al–Mg–Si alloys: influence of minor additions of Cu and Zn. *ACS nano*, 2023, vol. 17, no. 23, pp. 24115–24129.
36. Sbitneva S.V., Lukina E.A., Zaytsev D.V. Investigation of the features of the decomposition of a solid solution during aging of alloys of the Al–Mg–Si–Cu system. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), pp. 12–40. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-14-20.
37. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V., Zaitsev D.V. Investigation of the decomposition of a supersaturated solid solution during the quenching of sheets made of an Al–Mg–Si system aluminum alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 9, pp. 838–845. DOI: 10.31857/S0015323023600843.
38. Kablov E.N., Duyunova V.A., Benarieb I. et al. Features of the decomposition of a supercooled solid solution during the quenching of sheets made of the advanced Al–Mg–Si system alloy V-1341. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2020, no. 3, pp. 20–33.
39. Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Benarieb I. Features of the structure of age-hardenable aluminum alloy AlSi10MgCu produced by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), pp. 15–24. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 22, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.
40. Xia C., Deng S., Ni C. et al. Study on laminar structure and process on high strength brazed aluminum alloy for heat exchangers. *Vacuum*, 2023, vol. 215, p. 112303.
41. Fan Z., Lei X., Wang L. et al. Influence of quenching rate and aging on bendability of AA6016 sheet. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 730, pp. 317–327.

Информация об авторах

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

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

Пучков Юрий Александрович, доцент, к.т.н., МГТУ им. Н.Э. Баумана, bauman@bmstu.ru

Information about the authors

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

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

Yuri A. Puchkov, Associate professor, Candidate of Sciences (Tech.), Bauman Moscow State Technical University, bauman@bmstu.ru

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; получена после доработки 28.07.2026;
одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.08.2026.
The article was submitted 17.06.2026; received in revised form 28.07.2026;
approved and accepted for publication after reviewing 03.08.2026.

Научная статья

УДК 678.8:620.193.21
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-65-80

ВЛИЯНИЕ ВЛАГОСОДЕРЖАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЭПОКСИДНОГО ПОЛИМЕРА Этал-247 С РАЗЛИЧНЫМИ ОТВЕРДИТЕЛЯМИ

И.Г. Лукачевская[1], О.В. Старцев[2], Д.Р. Низин[1], А.А. Дьяконов[1], А.Л. Терешкин[1]

[1]Федеральный исследовательский центр «Якутский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук», Якутск, Россия; presidium@prez.ysn.ru
[2]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. *Исследовано влияние влагосодержания на прочность ненаполненного эпоксидного полимера Этал-247, полученного с использованием отвердителей Этал-1472, Этал-45М, Этал-45TZ2 и Этал-М7. Установлено, что увеличение содержания воды снижает прочность всех исследованных составов, однако характер и интенсивность зависимости определяются типом отвердителя. Составы с отвердителями Этал-45TZ2 и Этал-М7 наиболее чувствительны к начальному увлажнению. Показано, что морфология поверхности может влиять на начальную стадию поступления воды, тогда как основным механизмом изменения механических свойств является пластификация объема полимерной сетки.*

Ключевые слова: *эпоксидный полимер, Этал-247, отвердитель, влагосодержание, прочность при растяжении, пластификация, температура стеклования, климатическое старение*

Для цитирования: Лукачевская И.Г., Старцев О.В., Низин Д.Р., Дьяконов А.А., Терешкин А.Л. Влияние влагосодержания на прочность эпоксидного полимера Этал-247 с различными отвердителями // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 65–80. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-65-80.

Scientific article

EFFECT OF MOISTURE CONTENT ON THE STRENGTH OF Etal-247 EPOXY POLYMER CURED WITH DIFFERENT HARDENERS

I.G. Lukachevskaia[1], O.V. Startsev[2], D.R. Nizin[1], A.A. Dyakonov[1], A.L. Tereshkin[1]

[1]Federal Research Centre «Yakut Scientific Centre of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences», Yakutsk, Russia; presidium@prez.ysn.ru
[2]Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. *The effect of moisture content on the tensile strength of unfilled Etal-247 epoxy polymer cured with Etal-1472, Etal-45M, Etal-45TZ2 and Etal-M7 was studied. Increasing water content reduced the strength of all compositions, while the character and intensity of the relationship depended on the hardener. Etal-45TZ2- and Etal-M7-based systems showed the highest sensitivity to initial moisture uptake. Surface morphology may influence the initial stage of water ingress, whereas the principal mechanism governing the change in mechanical properties is plasticization of the bulk polymer network.*

Keywords: *epoxy polymer, Etal-247, hardener, moisture content, tensile strength, plasticization, glass-transition temperature, climatic ageing*

For citation: Lukachevskaia I.G., Startsev O.V., Nizin D.R., Dyakonov A.A., Tereshkin A.L. Effect of moisture content on the strength of Etal-247 epoxy polymer cured with different hardeners. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 65–80. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-65-80.

Введение

Эпоксидные полимеры широко применяются в качестве клеевых материалов, защитных покрытий, заливочных компаундов и матриц полимерных композиционных материалов. Такая область применения обусловлена высокой адгезией к различным поверхностям, химической стойкостью, сравнительно низкой усадкой при отверждении и возможностью регулирования механических характеристик посредством изменения состава связующего [1–4].

Для изготовления и ремонта конструкций в условиях сниженной температуры особый интерес представляют эпоксидные системы холодного отверждения [5, 6]. Однако эксплуатация таких материалов в открытой атмосфере сопровождается воздействием влаги, температурных колебаний и солнечной радиации. Результирующее изменение свойств определяется сочетанием обратимых и необратимых процессов [3, 7–9].

По данным работ [10, 11], одним из главных факторов внешней среды, влияющих на свойства полимерных материалов, является атмосферная влага. Присутствие паров воды в атмосфере, выпадение дождей и образование росы создают условия, при которых молекулы воды диффундируют во внутренние слои материалов и существенно изменяют их свойства. Это характерно как для ненаполненных эпоксидных полимеров [3, 12], так и для композиционных материалов на основе углеродных, стеклянных и других армирующих наполнителей [13–15]. Поэтому при оценке свойств полимерных материалов на основе эпоксидных матриц анализ влияния содержащейся влаги имеет определяющее значение.

К необратимым процессам относятся химическая деструкция, термо- и фотоокисление, удаление низкомолекулярных компонентов, физическое старение и дополнительное структурирование полимерной сетки. Обратимые изменения в значительной степени обусловлены сорбцией воды. Молекулы воды взаимодействуют с гидроксильными и другими полярными группами эпоксидной матрицы, изменяют эффективность межмолекулярных взаимодействий и облегчают сегментальную подвижность полимерных цепей [7–9, 16, 17].

При значительном увлажнении вода обычно проявляет пластифицирующее действие, которое выражается в снижении температуры стеклования, модуля упругости и прочности. При малом содержании воды в отдельных эпоксидных системах возможна антипластификация, связанная с образованием дополнительных водородных связей и ограничением локальной подвижности макромолекул [12, 16, 17]. Поэтому зависимость механических характеристик от влагосодержания может быть нелинейной и существенно различаться для систем с разным строением полимерной сетки [3].

Механический отклик увлажненного полимера определяется не только количеством сорбированной воды. Существенное значение имеет уровень температуры стеклования T_g относительно температуры испытаний [3, 12]. Если значение T_g остается существенно выше температуры нагружения, материал сохраняет стеклообразное состояние, а снижение прочности обычно ограничено. При приближении значения T_g к температуре испытания даже небольшое дополнительное влагосодержание может вызвать резкое уменьшение жесткости и сопротивления деформированию.

Перспективной системой холодного отверждения является модифицированная эпоксидная смола Этал-247, применяемая при изготовлении стеклопластиков, антикоррозионных покрытий, клеевых соединений и электротехнических заливочных материалов.

Для ее отверждения используют отвердители Этал-1472, Этал-45М, Этал-45TZ2 и Этал-М7, формирующие сетки с различными механическими и сорбционными характеристиками [17–19].

Сравнение эпоксидных систем только по прочности в высушенном состоянии не позволяет оценить их работоспособность в реальной влажной атмосфере. С другой стороны, испытание только увлажненных образцов не позволяет отделить временную пластификацию от необратимого изменения структуры. Для характеристики влагостойкости необходимо исследовать материал в нескольких контролируемых влажностных состояниях и анализировать зависимости прочности, модулей упругости, температуры стеклования и других показателей от влагосодержания.

Цель работы – установить закономерности изменения предела прочности при растяжении и температуры стеклования эпоксидного полимера Этал-247 при увеличении влагосодержания и определить влияние типа отвердителя на чувствительность материала к пластифицирующему действию воды. Указанные сведения важно учитывать при использовании авиационных эпоксидных полимеров холодного отверждения в различных областях.

Материалы и методы

Объекты исследования – ненаполненные эпоксидные полимеры на основе модифицированной эпоксидной смолы Этал-247 и отвердителей Этал-1472, Этал-45М, Этал-45TZ2 и Этал-М7 производства АО «ЭНПЦ Эпитал» [17–19]. Исследованные составы обозначены 247-1472, 247-45М, 247-45TZ2 и 247-М7 соответственно.

Компоненты дозировали в соотношениях, рекомендованных изготовителем, и перемешивали до получения визуально однородной композиции в течение 5 мин со скоростью 800–1000 об/мин. Полученные составы заливали в формы для изготовления, готовили образцы толщиной 4,0±0,4 мм и геометрическими размерами для образцов типа 2 по ГОСТ 11262–2017 [20]. Первичное отверждение проводили при температуре 23±2 °С в течение 24 ч. Затем образцы подвергали дополнительной термообработке при 80 °С в течение 6 ч.

Механические характеристики определяли для трех состояний полимеров: высушенном, равновесно увлажненном и влагонасыщенном. Сушку проводили при температуре 60±2 °С до достижения постоянной массы. Равновесное состояние формировали при температуре 23±2 °С и относительной влажности воздуха 50±5 %. Предельное увлажнение выполняли в эксикаторах над водой при температуре 23±2 °С в соответствии с ГОСТ Р 56762–2015 [21]. Состояние считали установившимся при отсутствии статистически значимого изменения массы образца при последовательных взвешиваниях. Взвешивание выполняли на аналитических весах с точностью до 10^{-4} г.

Влагосодержание определяли по формуле

$$w = \frac{m_w - m_0}{m_0} \cdot 100\ \%, \qquad (1)$$

где m_w, m_0 – масса образца во влажном состоянии и после полного высушивания соответственно, г.

Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине по ГОСТ 11262–2017 [20]. Скорость перемещения подвижного зажима составила 2 мм/мин. Испытания проведены при температуре 23±2 °С и относительной влажности воздуха 50±5 %. Для каждого состава и влажностного состояния использовали не менее восьми образцов. Результаты представляли как среднее арифметическое значение с указанием стандартного отклонения.

В качестве характеристического напряжения принимали значение, соответствующее переходу кривой деформирования к участку, на котором приращение напряжения между смежными точками устойчиво снижалось до околонулевого уровня. При отсутствии выраженного перехода использовали максимальное напряжение, достигнутое при испытании.

Температуру стеклования T_g определяли методом динамического механического анализа (ДМА). Измерения выполняли при изгибных колебаниях образцов размером 15×9×2 мм. Условия проведения испытаний: температурный диапазон от 25 до 120 °С, скорость нагрева 2 °С/мин, частота изгибных колебаний 1 Гц. Испытания проводили в потоке аргона. Определяли температурные зависимости динамического модуля упругости E' и динамического модуля потерь E''. Температуру стеклования принимали равной максимальной температуре зависимости $E''(T)$ в соответствии с ISO 6721-1:2019 [22].

Морфологию исходной поверхности неразрушенных образцов исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) при низком (2 кВ) ускоряющем напряжении в вакууме и рабочем расстоянии 3 мм. Съемку проводили при увеличении ×1000, масштабная линейка на снимках соответствовала 10 мкм.

Относительное изменение предела прочности при растяжении рассчитывали по формуле

$$\Delta\sigma_w = \frac{\sigma_0 - \sigma_w}{\sigma_0} \cdot 100\ \%, \qquad (2)$$

где σ_0, σ_w – предел прочности при растяжении высушенного образца и с влагосодержанием w соответственно, МПа.

Для сравнительной оценки средней чувствительности состава к воде использовали интегральный коэффициент

$$K_w = \frac{\sigma_0 - \sigma_{\text{пред}}}{\sigma_0 w_{\text{пред}}} \cdot 100\ \%, \qquad (3)$$

где $\sigma_{\text{пред}}$ – предел прочности при растяжении влагонасыщенного образца; $w_{\text{пред}}$ – предельное влагосодержание влагонасыщенного образца.

Показатель K_w характеризует среднее относительное уменьшение предела прочности при растяжении, приходящееся на 1 % содержания сорбированной воды. Его следует использовать как сравнительный параметр, поскольку он не отражает локальной нелинейности зависимости $\sigma(w)$.

Результаты и обсуждение

Деформационные кривые исследованных составов имеют типичный для ненаполненных эпоксидных полимеров вид. После начального квазилинейного участка напряжение достигает максимального значения при относительной деформации ~(3–6) %. Дальнейшее деформирование происходит при меньшем напряжении вплоть до разрушения образца. В высушенном состоянии предел прочности σ_t и модуль упругости E_t при растяжении существенно зависят от отвердителя. Значение σ_t снижается с ~70 до ~34 МПа, величина E_t – с 2700 до 1970 МПа в последовательности составов 247-1472 → 247-45TZ2 → 247-45М → 247-М7.

Следовательно, состав с отвердителем Этал-1472 характеризуется наиболее высокими значениями прочности и жесткости. Минимальные показатели получены для состава с отвердителем Этал-М7. Различия механических свойств могут быть связаны с неодинаковой пространственной структурой сетки, степенью превращения функциональных групп, гибкостью фрагментов отвердителя и концентрацией физических межмолекулярных связей [1].

Сорбционные характеристики исследованных составов также существенно различаются (табл. 1). Наименьшее равновесное влагосодержание установлено для состава 247-1472, наибольшее – для состава 247-М7. Состав с отвердителем Этал-М7 превосходит остальные составы и по предельному влагосодержанию.

Таблица 1

Влагосодержание эпоксидного полимера Этал-247 с различными отвердителями

Состав	Влагосодержание, %	
	равновесное $w_{равн}$	предельное $w_{пред}$
247-45М	1,4±0,1	2,2±0,1
247-1472	1,2±0,1	3,3±0,1
247-45TZ2	1,7±0,1	4,1±0,1
247-М7	4,7±0,1	7,4±0,1

Высокая сорбционная емкость состава 247-М7 может быть связана с повышенным свободным объемом сетки и большей доступностью полярных центров для молекул воды. Вместе с тем по результатам только гравиметрических измерений невозможно однозначно разделить вклад свободного объема, химической полярности и морфологических неоднородностей.

Морфология поверхности эпоксидных материалов определяется условиями приготовления и отверждения, тогда как их механические свойства зависят от полноты формирования сетки и природы отвердителя [3, 5, 17–19].

Дополнительная информация о состоянии поверхностного слоя получена с помощью РЭМ. На рис. 1 представлены РЭМ-изображения поверхности неразрушенных образцов эпоксидного полимера Этал-247 с различными отвердителями. Показано, что тип отвердителя влияет на морфологическое состояние поверхностного слоя.

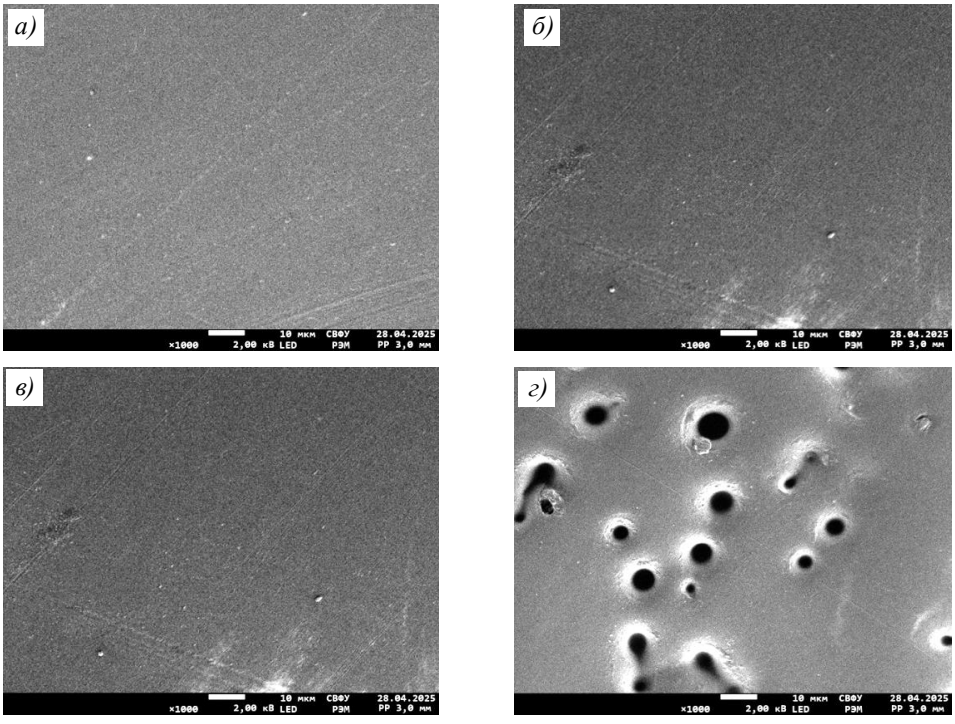


Рис. 1. РЭМ-изображения (увеличение ×1000, масштабная линейка 10 мкм) поверхности неразрушенных образцов эпоксидного полимера Этал-247 с отвердителями Этал-1472 (*а*), Этал-45М (*б*), Этал-45TZ2 (*в*) и Этал-М7 (*г*)

Поверхность образца 247-1472 (рис. 1, *а*) характеризуется наиболее однородным и слабо развитым рельефом. Крупные открытые поры и каверны в исследованном поле отсутствуют. Наблюдаются единичные светлые включения и слабовыраженные линейные следы, которые могут быть связаны с особенностями формования или подготовки поверхности. В целом поверхностный слой данного состава выглядит компактным и сравнительно равномерным.

Для состава 247-45М (рис. 1, *б*) также характерна преимущественно сплошная поверхность, однако ее рельеф отличается большей локальной неоднородностью. На снимке фиксируются отдельные шероховатые участки, неглубокие впадины и пересекающиеся линейные следы. Открытые дефекты немногочисленны и не формируют развитой системы пор. По сравнению с составом 247-1472 поверхность данного образца является менее однородной, но сохраняет относительно компактное строение.

Поверхность образца 247-45TZ2 (рис. 1, *в*) отличается увеличенным количеством дискретных включений и локальных микронеоднородностей. Наблюдаются отдельные углубления и светлые частицы неправильной формы, распределенные по поверхности неравномерно. При этом крупная открытая пористость отсутствует. Такая морфология может свидетельствовать о большей неоднородности формирования поверхностного слоя по сравнению с составами, содержащими отвердители Этал-1472 и Этал-45М.

Наиболее выраженные морфологические отличия выявлены у состава 247-М7 (рис. 1, *г*). Поверхность данного образца содержит многочисленные округлые и овальные полости размером до ~10 мкм. Часть дефектов имеет вытянутую или неправильную форму. Вокруг некоторых углублений наблюдаются светлые периферические участки, соответствующие локальному изменению рельефа. Подобная картина может быть связана с образованием газовых включений, локальной усадкой, неоднородностью отверждения либо особенностями совместимости компонентов состава.

Выявленные морфологические особенности согласуются с результатами определения влагосодержания. Состав 247-М7 характеризуется максимальными значениями равновесного и предельного влагосодержания: 4,7±0,1 и 7,4±0,01 % соответственно. Наличие открытых полостей и развитого поверхностного рельефа может увеличить фактическую площадь контакта материала с влажной средой и облегчить начальное поступление воды в поверхностный слой. В дальнейшем вода распространяется в объеме полимерной сетки, где ее сорбция определяется уже свободным объемом, концентрацией полярных центров и плотностью сшивки [12].

У всех четырех исследованных составов предел прочности при растяжении монотонно снижается с увеличением влагосодержания (рис. 2). Однако форма зависимости $\sigma_t(w)$ заметно различается.

Для составов 247-1472 и 247-45М изменение предела прочности при растяжении в исследованном диапазоне можно приближенно описать линейной зависимостью

$$\sigma_t(w) = \sigma_0 - aw, \tag{4}$$

где a – коэффициент чувствительности прочности к содержанию воды.

Для составов 247-45TZ2 и 247-М7 наблюдается более интенсивное снижение предела прочности при растяжении на начальном участке увлажнения. Такие зависимости целесообразно описывать экспоненциальной функцией

$$\sigma_t(w) = \sigma_0 \exp(-bw), \tag{5}$$

где b – параметр влагочувствительности материала.

Выбранные модели характеризуются высокими коэффициентами детерминации $R^2 = 0{,}95–0{,}99$, что указывает на их удовлетворительное соответствие экспериментальным данным. При этом коэффициенты a и b имеют различный физический смысл и не могут сопоставляться непосредственно: параметр a характеризует абсолютное снижение прочности при увеличении влагосодержания на 1 %, тогда как параметр b отражает относительную интенсивность экспоненциального уменьшения прочности.

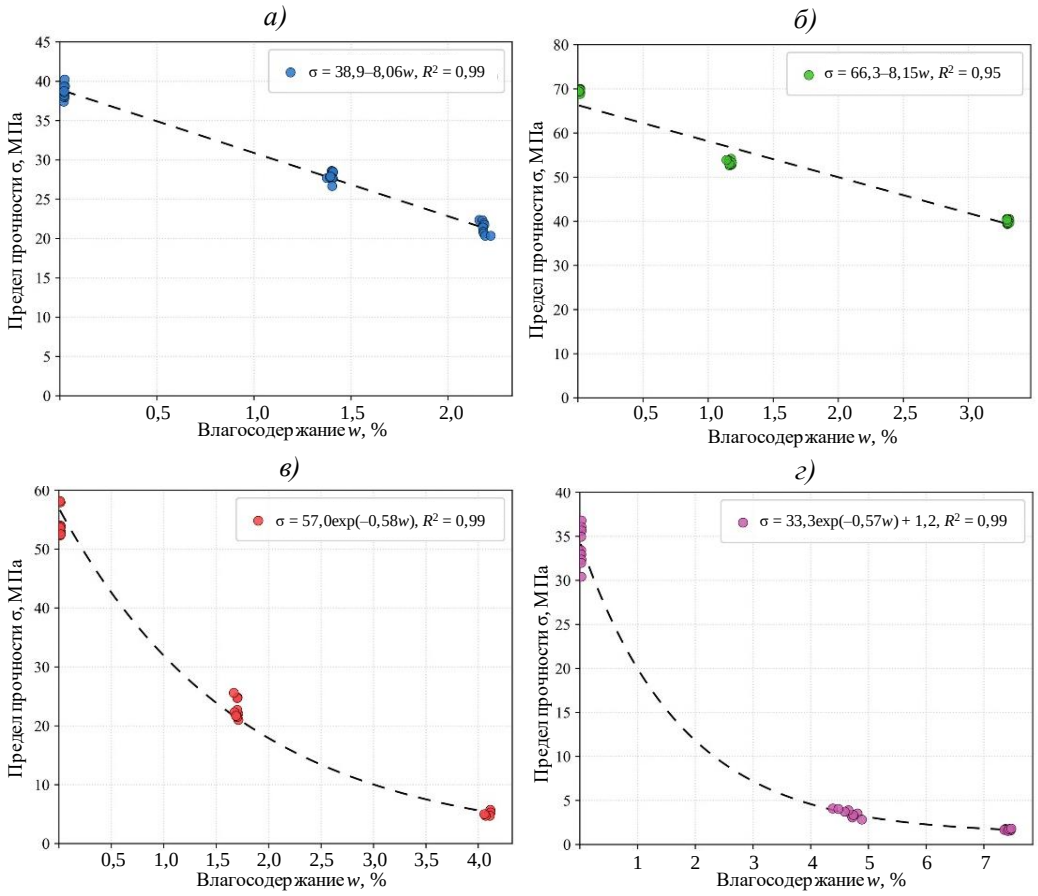


Рис. 2. Зависимости предела прочности при растяжении эпоксидного полимера Этал-247 с отвердителями Этал-45М (*а*), Этал-1472 (*б*), Этал-45TZ2 (*в*) и Этал-М7 (*г*) от влагосодержания

При переходе от высушенного к влагонасыщенному состоянию предел прочности при растяжении состава 247-1472 уменьшается на ~42 %, а состава 247-45М – на ~45 % (табл. 2). Значительно более выраженное влияние воды установлено для составов 247-45TZ2 и 247-М7, для которых снижение прочности достигает ~91 и ~95 % соответственно.

Таблица 2

Относительное снижение прочности при предельном увлажнении

Состав	Снижение предела прочности при растяжении, %	Характер зависимости $\sigma_t(w)$
247-1472	41,7	Линейный
247-45М	44,7	
247-45TZ2	90,9	Экспоненциальный
247-М7	95,3	

Таким образом, с учетом зависимости механических характеристик от влагосодержания исследованные составы можно условно разделить на две группы. К первой группе относятся составы 247-1472 и 247-45М. Даже при предельном влагонасыщении они сохраняют более половины исходной прочности. Ко второй группе относятся составы 247-45TZ2 и 247-М7. Их прочность в предельно увлажненном состоянии уменьшается более чем на 90 %, что свидетельствует о переходе материала в состояние с высокой сегментальной подвижностью.

Следует учитывать, что величина предельного влагосодержания не является единственным параметром, определяющим механический отклик материала. Состав 247-45TZ2 характеризуется меньшей предельной сорбционной емкостью, чем состав 247-М7. Поэтому сравнительную оценку влагостойкости необходимо проводить не только по суммарному снижению предела прочности при растяжении во влагонасыщенном состоянии, но и по характеру зависимости $\sigma_t(w)$, особенно на начальном участке сорбции.

Наиболее существенные различия между составами проявляются при небольшом и умеренном влагосодержании. Для состава 247-45TZ2 половина общего уменьшения прочности реализована на первой четверти полного диапазона влагосодержания от нуля до $w_{\text{пред}}$. Для состава 247-М7 половина общего снижения прочности наблюдается уже на первых ~16 % полного диапазона влагосодержания.

Следовательно, начальная стадия сорбции наиболее опасна для данных составов. Небольшое количество воды вызывает непропорционально сильное изменение механического состояния, тогда как дальнейшее увлажнение происходит уже в значительно пластифицированном материале. Для составов 247-1472 и 247-45М снижение предела прочности при растяжении распределено по диапазону влагосодержания более равномерно.

Сорбция воды сопровождается уменьшением не только предела прочности при растяжении, но и модуля упругости. Масштаб изменения определяется составом и достигнутым влагосодержанием. Особенно выраженный эффект наблюдается для состава 247-М7. При содержании воды ~4,5 % модуль упругости уменьшается приблизительно на порядок по сравнению с высушенным состоянием. После удаления воды механические показатели в основном восстанавливаются, что указывает на преимущественно обратимый характер начальных изменений и подтверждает определяющее влияние влагопластификации.

В эпоксидных полимерах после завершения стадии холодного отверждения в молекулах смолы и отвердителя остается большое количество активных групп, способных образовать новые поперечные связи. Закономерным следствием такого доотверждения является повышение степени поперечного сшивания (плотности сшивки), которую обычно определяют методом ДМА [23] по формуле

$$\nu = \frac{E_h'}{3RT}, \tag{6}$$

где E_h' – динамический модуль упругости, измеренный в высокоэластичном состоянии полимера методом динамического механического анализа, Па; R = 8,31 Дж/(моль·К) – универсальная газовая постоянная; T – абсолютная температура, К.

Доотверждение активируется при повышении температуры окружающей среды [3], а также при пластификации влагой, которая снижает температуру стеклования, увеличивает молекулярную подвижность и тем самым повышает вероятность образования новых сшивок [24]. Для корректного определения значения ν динамические механические измерения должны проводиться в высушенных образцах, чтобы исключить эффект

пластификации. Например, в работе [25] исследована эпоксидиановая смола DER-330, отвержденная диаминодифенилсульфоном. После увлажнения и повторной сушки плотность сшивки эпоксидного полимера изменилась с $3{,}8 \cdot 10^{-3}$ до $4{,}8 \cdot 10^{-3}$ моль/см^3.

При малых концентрациях вода может оказаться антипластификатором эпоксидных полимеров, повышая их прочность и модуль упругости. По данным работы [26], в эпоксидах доминирующими центрами водородных связей являются гидроксильные группы. Они характеризуются более высокой прочностью связи по сравнению с другими полярными группами. Молекулы воды способны образовывать стабильные водородные связи с гидроксильными группами, укрепляя полимерную сетку и способствуя антипластификации.

Для выяснения причин изменения деформационно-прочностных показателей полимера проведены исследования методом ДМА. Во всех изученных составах переход эпоксидного полимера из стеклообразного в высокоэластическое состояние сопровождается отчетливо выраженным снижением динамического модуля упругости E'. Типичный пример представлен на рис. 3. Для состава 247-1472 в исходном состоянии без сушки показатель E' в интервале температур от 60 до 110 °С уменьшается с 1380 до 25 МПа. Значение E' существенно не изменяется при повышении температуры до 120 °С и определяет величину динамического модуля упругости полимера для его области высокоэластического состояния. Этой области снижения значений E' соответствует пик модуля потерь E'' при 84 °С. Положение вершины максимума значений E'' определяет температуру стеклования T_g = 84 °С при влагосодержании w = 0,93 % (рис. 3, *а*).

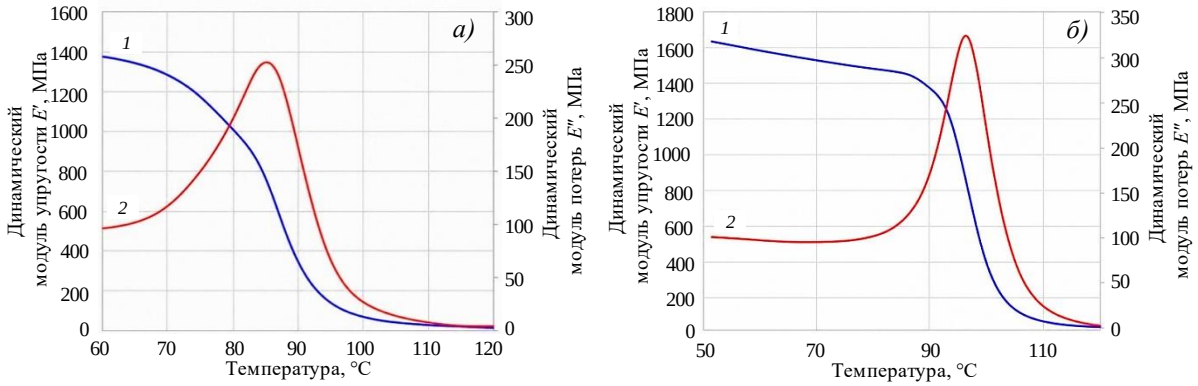


Рис. 3. Температурные зависимости динамического модуля упругости (*1*) и динамического модуля потерь (*2*) состава 247-1472 в исходном состоянии (*а*) и после сушки (*б*)

После сушки показатели E'_h и T_g полимера 247-1472 увеличиваются из-за прекращения пластифицирующего действия влаги: E'_h = 31 МПа, T_g = 96 °С (рис. 3, *б*). Степень сшивки состава 247-1472 после сушки также повышается с $2{,}4 \cdot 10^{-3}$ до $3{,}3 \cdot 10^{-3}$ моль/см^3. Аналогичные результаты ДМА для всей серии составов представлены в табл. 3.

Общей закономерностью выполненных измерений является повышение температуры стеклования полимеров на 15±5 °С после сушки и удаления воды из объема образцов. Эта закономерность подтверждает результаты работ [12, 18] и доказывает, что в умеренно гидрофильном эпоксидном полимере Этал-247 влага вызывает отчетливо выраженное пластифицирующее действие вне зависимости от использованного отвердителя.

Вторая закономерность, выявленная методом ДМА, заключается в увеличении степени сшивки ν в высушенных составах 247-45TZ2, 247-45М и 247-М7 (табл. 3). Наиболее вероятной причиной этого явления является ослабление пластифицирующего

действия влаги в высокоэластическом состоянии высушенных образцов, которое стало возможным из-за уменьшения свободного объема и приближения друг к другу реакционно активных групп полимерной матрицы Этал-247 и отвердителей.

Таблица 3

Динамические механические показатели составов на основе полимера Этал-247 в исходном состоянии и после 3 мес. старения

Показатель	Значения показателей для составов			
	247-1472	247-45TZ2	247-45М	247-М7
Содержание влаги в равновесом состоянии, %	0,93	1,4	1,3	2,4
Температура стеклования, °С	84 / 96	48 / 60	62 / 72	29 / 49
Модуль упругости в высокоэластическом состоянии, МПа	22 / 31	16 / 19	26 / 30	17 / 21
Степень сшивки $\nu \cdot 10^3$, моль/см^3	2,4 / 3,3	1,7 / 2,0	2,8 / 3,2	1,8 / 2,3

Примечание. В числителе указаны значения показателей для образцов в равновесом состоянии, в знаменателе – после сушки.

Для составов 247-1472 и 247-45М температура стеклования даже после значительного увлажнения преимущественно превышает температуру испытаний. Поэтому материал сохраняет стеклообразное состояние и демонстрирует умеренное снижение прочности. Для составов 247-45TZ2 и 247-М7 сорбция воды приводит к приближению значения T_g к комнатной температуре либо к переходу части материала в высокоэластическое состояние. Этим объясняется резкое нелинейное снижение прочности.

Таким образом, чувствительность полимера Этал-247 к присутствию влаги определяется совместным действием сорбционной емкости, свободного объема, концентрации полярных групп, исходной температуры стеклования, уровня T_g относительно температуры испытаний и структурной однородности материала. После проникновения в полимер молекулы воды взаимодействуют с гидроксильными, эфирными и другими полярными группами. При малом влагосодержании отдельные молекулы воды могут участвовать в формировании дополнительных водородных связей, однако по мере дальнейшей сорбции преобладают увеличение сегментальной подвижности и ослабление межмолекулярных взаимодействий. Макроскопически это проявляется в уменьшении значений T_g, E_t и σ_t.

Сравнение морфологических и механических свойств показывает, что состояние поверхности может влиять на начальную стадию поступления воды, но не определяет чувствительность к влаге самостоятельно. Состав 247-М7 сочетает выраженную поверхностную неоднородность, максимальные влагосодержание и снижение прочности. Вместе с тем состав 247-45TZ2 при отсутствии многочисленных крупных открытых полостей также демонстрирует снижение прочности более чем на 90 %. Следовательно, в наибольшей степени на влагочувствительность влияют объемное строение полимерной сетки и вызываемое водой изменение ее релаксационного состояния.

Высокая прочность состава 247-1472 в высушенном состоянии согласуется с формированием сравнительно жесткой полимерной сетки. Низкое равновесное влагосодержание дополнительно ограничивает эксплуатационную пластификацию. Состав 247-45М также сохраняет более половины исходной прочности при предельном увлажнении, чему способствуют низкое предельное влагосодержание и сохранение температуры стеклования выше температуры испытаний. Состав 247-45TZ2 характеризуется

сочетанием повышенной сорбционной емкости и высокой чувствительности к начальному поступлению воды.

Зависимость $\sigma_t(w)$ имеет практическое значение. С эксплуатационной точки зрения прочность эпоксидного материала нельзя характеризовать одним значением, поскольку влагосодержание изменяется во времени под действием температуры, дождей, росы и относительной влажности воздуха. После климатического старения прочность высушенного материала не всегда является максимальной: при наличии участка антипластификации или вследствие структурных изменений она может совпадать с минимальным значением либо находиться внутри эксплуатационного диапазона. Поэтому прочность следует описывать неравенством

$$\sigma_{\min}(t) \le \sigma_{эксп}(t, w) \le \sigma_{\max}(t), \quad (7)$$

где $\sigma_{min}(t)$, $\sigma_{max}(t)$ – соответственно минимальное и максимальное значения прочности материала после заданного срока старения t в реально достигаемом диапазоне влагосодержания; $\sigma_{эксп}(t, w)$ – эксплуатационная прочность материала при влагосодержании w.

Для составов 247-45TZ2 и 247-M7 необходимо учитывать выраженную нелинейность зависимости уже при начальном увлажнении, поскольку линейная интерполяция может завышать прогнозируемую прочность при промежуточном влагосодержании. Для составов 247-1472 и 247-45M линейная аппроксимация является более приемлемой. При длительном климатическом старении коэффициенты аппроксимации могут изменяться, однако в пределах реально достигаемого влагосодержания общий вид зависимостей сохраняется.

Для корректной оценки климатической стойкости механические характеристики материала целесообразно определять в двух состояниях: непосредственно после экспозиции и после полного удаления сорбированной влаги. Такое сопоставление позволяет разделить обратимые изменения, обусловленные текущим влагосодержанием, и необратимые структурные изменения материала.

Общее изменение прочности можно представить выражением

$$\Delta\sigma_{общ}(t, w) = \Delta\sigma_{необр}(t) + \Delta\sigma_{пл}(t, w), \quad (8)$$

где $\Delta\sigma_{необр}$ характеризует необратимое изменение прочности вследствие старения полимерной сетки, а $\Delta\sigma_{пл}$ – обратимую составляющую, связанную с текущим влагосодержанием.

При монотонном снижении прочности с увеличением влагосодержания обратимую составляющую можно оценить следующим образом:

$$\Delta\sigma_{пл} = \sigma_{сух}(t) - \sigma_{влаж}(t, w), \quad (9)$$

где $\sigma_{сух}(t)$ − прочность материала после заданного срока старения и последующего высушивания; $\sigma_{влаж}(t, w)$ − прочность материала при влагосодержании w.

Однако выражение (9) применимо только в области устойчивого пластифицирующего снижения прочности. При наличии участка антипластификации, на котором прочность при малом влагосодержании может возрастать относительно высушенного состояния, зависимость $\sigma_t(w)$ следует описывать по отдельным участкам либо исключать область антипластификации из количественной оценки пластифицирующего эффекта. С учетом сезонного чередования процессов сорбции и десорбции область антипластификации в натурных условиях, как правило, не формируется как устойчивое эксплуатационное состояние.

Такой подход позволяет избежать завышенной оценки необратимой деградации в случаях, когда снижение механических характеристик обусловлено преимущественно

присутствием сорбированной воды и в значительной степени устраняется после сушки. Этот подход применим для оценки свойств эпоксидных материалов после пребывания в самых разнообразных условиях [3, 27], в том числе в условиях космического пространства [28].

Заключения

В высушенном состоянии предел прочности при растяжении эпоксидного полимера Этал-247 снижается с ~70 до ~34 МПа, а модуль упругости – с 2700 до 1970 МПа в ряду отвердителей Этал-1472, Этал-45TZ2, Этал-45М и Этал-М7.

Исследование исходных неразрушенных образцов методом РЭМ выявило различия морфологии поверхностного слоя. Наиболее однородная поверхность характерна для состава 247-1472, тогда как образец 247-М7 содержит многочисленные открытые полости размером несколько микрометров.

Морфологическая неоднородность состава 247-М7 согласуется с повышенной сорбционной емкостью, однако данные РЭМ не позволяют непосредственно установить объемную пористость или плотность сшивки. Состояние поверхности следует рассматривать как дополнительный фактор начального поступления воды.

Увеличение влагосодержания приводит к снижению прочности всех исследованных составов. Характер и интенсивность зависимости $\sigma_t(w)$ определяются типом отвердителя. При предельном влагонасыщении прочность уменьшается на ~42, ~45, ~91 и ~95 % для составов с отвердителями Этал-1472, Этал-45М, Этал-45TZ2 и Этал-М7 соответственно.

Составы с отвердителями Этал-45TZ2 и Этал-М7 наиболее чувствительны к начальному поступлению воды. Половина общего снижения прочности достигается на первых ~25 и ~16 % полного диапазона влагосодержания соответственно.

Наибольшее равновесное и предельное влагосодержание установлено для состава 247-М7: 4,7±0,1 и 7,4±0,1 % соответственно.

Снижение прочности и модуля упругости связано преимущественно с пластифицирующим действием воды. Исследования методом ДМА показали уменьшение температуры стеклования увлажненных образцов на 10–20°С в зависимости от отвердителя.

Резкое снижение прочности составов с отвердителями Этал-45TZ2 и Этал-М7 объясняется приближением температуры стеклования увлажненного материала к температуре механических испытаний и увеличением сегментальной подвижности полимерной сетки.

Для оценки работоспособности полимера Этал-247 в атмосферных условиях прочность следует определять в нескольких влажностных состояниях. Результаты испытаний без сушки необходимо рассматривать как сочетание обратимого пластифицирующего эффекта и необратимого изменения структуры.

Наиболее стабильный уровень прочности при увлажнении выявлен для составов с отвердителями Этал-1472 и Этал-45М. Применение отвердителей Этал-45TZ2 и Этал-М7 требует учета фактического влагосодержания и возможного снижения температуры стеклования.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № 124103100044-8 «Разработка принципов и технологий создания перспективных для Севера и Арктики полимерных конструкционных материалов на основе комплексного исследования структуры, свойств, технологических переделов и деструкции в экстремальных условиях холодного климата»).

Список источников

1. 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.
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: https://www.journal.viam.ru (дата обращения: 31.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Старение полимерных композиционных материалов. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 520 с.
4. Abiodun M.-I.B., Oluwole O.I., Damilola A.A. et al. Applications of epoxy resin: adhesives, coatings, and composites // Epoxy: Materials, Applications and Advanced Technologies. London: IntechOpen, 2025. P. 1–15. DOI: 10.5772/intechopen.1012261.
5. Corcione C.E., Freuli F., Frigione M. Cold-curing structural epoxy resins: analysis of the curing reaction as a function of curing time and thickness // Materials. 2014. Vol. 7. P. 6832–6842. DOI: 10.3390/ma7096832.
6. Баранников А.А., Вешкин Е.А., Судьин Ю.И., Чертищев В.Ю. К вопросу о ремонте лопастей несущего винта вертолетной техники из полимерных композиционных материалов в полевых условиях // Труды ВИАМ. 2024. № 4 (134). С. 83–97. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 31.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-83-97.
7. Lettieri M., Frigione M. Natural and artificial weathering effects on cold-cured epoxy resins // Journal of Applied Polymer Science. 2011. Vol. 119. P. 1635–1645.
8. He W., Jiang X., He R. et al. A review on the aging behavior of BADGE-based epoxy resin // Buildings. 2025. Vol. 15. Art. 2450. DOI: 10.3390/buildings15142450.
9. Singh K.K., Singh A.K., Singh A. Environmental degradation of carbon/epoxy advanced polymer matrix composites // Journal of Materials Science: Composites. 2025. Vol. 6. Art. 13. DOI: 10.1186/s42252-025-00078-6.
10. 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.
11. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. 1. Оценка влияния значимых факторов воздействия // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 12. С. 7–16.
12. Startsev V.O., Lebedev M.P., Khrulev K.A. et al. Effect of outdoor exposure on the moisture diffusion and mechanical properties of epoxy polymers // Polymer Testing. 2018. Vol. 65. P. 281–296.
13. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Панин С.В. Влагоперенос в углепластике с деструктированной поверхностью // Доклады Академии наук. 2015. Т. 461. № 4. С. 433–436.
14. Железина Г.Ф., Кулагина Г.С., Кан А.Ч., Старцев В.О. Исследование климатической стойкости гибридных слоистых металлополимерных материалов на основе алюминия и арамидного органопластика // Труды ВИАМ. 2024. № 7 (137). С. 34–44. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 31.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-7-34-44.
15. Николаев Е.В., Славин А.В., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы (к 120-летию Г.В. Акимова) // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). С. 117–130. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 31.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-117-130.
16. Joo J.-H., Jeong J.-R., Yim Y.-J. et al. Recent advances in epoxy resin applications // COJ Technical & Scientific Research. 2025. Vol. 5. Art. 000612. DOI: 10.31031/COJTS.2025.05.000612.
17. Блазнов А.Н., Журковский М.Е., Фирсов В.В. и др. Исследование физико-механических свойств связующего на основе отвердителя Этал-45М // Южно-Сибирский научный вестник. 2019. № 3 (27). С. 100–107.
18. Канаева Н.С. Прогнозирование динамической усталости эпоксидных полимеров с учетом климатического воздействия: дис. … канд. техн. наук. Саранск, 2023. 275 с.

19. Блазнов А.Н., Самойленко В.В., Фирсов В.В. и др. Исследование потери упругих свойств стеклопластиков на основе эпоксидных связующих с отвердителями Этал в результате химического старения в растворе NaOH // Южно-Сибирский научный вестник. 2020. № 6. С. 91–94. DOI: 10.25699/p7780-1227-2890-v.
20. ГОСТ 11262–2017. Пластмассы. Метод испытания на растяжение. М.: Стандартинформ, 2018. 28 с.
21. ГОСТ Р 56762–2015. Композиты полимерные. Метод определения влагопоглощения и равновесного состояния. М.: Стандартинформ, 2016. 36 с.
22. ISO 6721-1:2019. Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 1: General principles. Geneva: International Organization for Standardization, 2019. 23 p.
23. Huang J., Fu P., Li W. et al. Influence of crosslinking density on the mechanical and thermal properties of plant oil-based epoxy resin // RSC Advances. 2022. Vol. 12. P. 23048–23056. DOI: 10.1039/d2ra04206a.
24. Startsev O.V., Startsev V.O., Kogan A.M., Vardanyan A.M. Changes in the plasticizing effect of moisture during climatic aging of polymer composite materials // Russian Metallurgy (Metally). 2024. Vol. 2024. No. 2. P. 413–422. DOI: 10.31044/1814-4632-2024-1-16-26.
25. Startsev V.O., Molokov M.V., Grebeneva T.A., Tkachuk A.I. Dynamic mechanical and thermomechanical analysis of reversible plasticization of epoxy-diane resin-diaminodiphenylsulfon system by moisture // Polymer Science. Series A. 2017. Vol. 59. No. 5. P. 640–648. DOI: 10.1134/S0965545X17050157.
26. Taysun M.B., Dam-Johansen K., Bi H. Hydrogen bonding and anti-plasticization in epoxy coatings: Molecular insights into water uptake and network stability // Progress in Organic Coatings. 2025. Vol. 209. Art. 109602. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2025.109602.
27. 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: 31.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-161-178.
28. Startsev O.V., Nikishin E.F. Ageing of polymeric composite materials in outer space // Mehanika kompozitnyh materialov. 1993. T. 29. № 4. C. 457–467.

References

1. 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.
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: July 31, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Kablov E.N., Startsev V.O., Laptev A.B. *Aging of Polymer Composite Materials*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 520 p.
4. Abiodun M.-I.B., Oluwole O.I., Damilola A.A. et al. Applications of epoxy resin: adhesives, coatings, and composites. *Epoxy: Materials, Applications and Advanced Technologies*. London: IntechOpen, 2025, pp. 1–15. DOI: 10.5772/intechopen.1012261.
5. Corcione C.E., Freuli F., Frigione M. Cold-curing structural epoxy resins: analysis of the curing reaction as a function of curing time and thickness. *Materials*, 2014, vol. 7, pp. 6832–6842. DOI: 10.3390/ma7096832.
6. Barannikov A.A., Veshkin E.A., Sudin Yu.I., Chertischev V.Yu. To the issue of helicopter rotor blades repair from polymer composite materials in field conditions. *Trudy VIAM*, 2024, no. 4 (134), p. 83–97. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: July 31, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-83-97.
7. Lettieri M., Frigione M. Natural and artificial weathering effects on cold-cured epoxy resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 2011, vol. 119, pp. 1635–1645.

8. He W., Jiang X., He R. et al. A review on the aging behavior of BADGE-based epoxy resin. *Buildings*, 2025, vol. 15, art. 2450. DOI: 10.3390/buildings15142450.
9. Singh K.K., Singh A.K., Singh A. Environmental degradation of carbon/epoxy advanced polymer matrix composites. *Journal of Materials Science: Composites*, 2025, vol. 6, art. 13. DOI: 10.1186/s42252-025-00078-6.
10. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Corrosivity of a Marine Atmosphere. Part 2. New Approaches to Assessing the Corrosivity of Marine Atmospheres. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 1, pp. 1–15.
11. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic Aging of Polymer Composite Materials for Aviation Applications. 1. Assessment of the Influence of Significant Exposure Factors. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2019, no. 12, pp. 7–16.
12. Startsev V.O., Lebedev M.P., Khrulev K.A. et al. Effect of outdoor exposure on the moisture diffusion and mechanical properties of epoxy polymers. *Polymer Testing*, 2018, vol. 65, pp. 281–296.
13. Kablov E.N., Startsev O.V., Panin S.V. Moisture Transport in Carbon-Fiber-Reinforced Plastic with a Degraded Surface. *Doklady Akademii nauk*, 2015, vol. 461, no. 4, pp. 433–436.
14. Zhelezina G.F., Kulagina G.S., Kan A.Ch., Startsev V.O. Research of the climate stability of hybrid layered metal polymer materials based on aluminium and aramid organoplastics. *Trudy VIAM*, 2024, no. 7 (137), pp. 34–44. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: July 31, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-7-34-44.
15. Nikolaev E.V., Slavin A.V., Startsev V.O., Laptev A.B. Modern approaches to assessing the impact of external factors on materials and complex technical systems (to the 120th anniversary of G.V. Akimov). *Trudy VIAM*, 2021, no. 9 (103), pp. 117–130. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: July 31, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-117-130.
16. Joo J.-H., Jeong J.-R., Yim Y.-J. et al. Recent advances in epoxy resin applications. *COJ Technical & Scientific Research*, 2025, vol. 5, art. 000612. DOI: 10.31031/COJTS.2025.05.000612.
17. Blaznov A.N., Zhurkovsky M.E., Firsov V.V. et al. Investigation of the Physico-Mechanical Properties of a Binder Based on the Etal-45M Hardener. *Yuzhno-Sibirskiy nauchnyy vestnik*, 2019, no. 3 (27), pp. 100–107.
18. Kanaeva N.S. *Prediction of Dynamic Fatigue in Epoxy Polymers Subjected to Climatic Exposure*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Saransk, 2023, 275 p.
19. Blaznov A.N., Samoilenko V.V., Firsov V.V. et al. Investigation of the Loss of Elastic Properties in Fiberglass-Reinforced Plastics Based on Epoxy Binders with Etal Hardeners Due to Chemical Aging in an NaOH Solution. *Yuzhno-Sibirskiy nauchnyy vestnik*, 2020, no. 6, pp. 91–94. DOI: 10.25699/p7780-1227-2890-v.
20. State Standard 11262–2017. *Plastics. Tensile Test Method*. Moscow: Standartinform, 2018, 28 p.
21. State Standard R 56762–2015. *Polymer Composites. Method for Determining Moisture Absorption and Equilibrium State*. Moscow: Standartinform, 2016, 36 p.
22. ISO 6721-1:2019. *Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 1: General principles.* Geneva: International Organization for Standardization, 2019, 23 p.
23. Huang J., Fu P., Li W. et al. Influence of crosslinking density on the mechanical and thermal properties of plant oil-based epoxy resin. *RSC Advances*, 2022, vol. 12, pp. 23048–23056. DOI: 10.1039/d2ra04206a.
24. Startsev O.V., Startsev V.O., Kogan A.M., Vardanyan A.M. Changes in the plasticizing effect of moisture during climatic aging of polymer composite materials. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2024, vol. 2024, no. 2, pp. 413–422. DOI: 10.31044/1814-4632-2024-1-16-26.
25. Startsev V.O., Molokov M.V., Grebeneva T.A., Tkachuk A.I. Dynamic mechanical and thermomechanical analysis of reversible plasticization of epoxy-diane resin-diaminodiphenylsulfon system by moisture. *Polymer Science. Series A*, 2017, vol. 59, no. 5, pp. 640–648. DOI: 10.1134/S0965545X17050157.
26. Taysun M.B., Dam-Johansen K., Bi H. Hydrogen bonding and anti-plasticization in epoxy coatings: Molecular insights into water uptake and network stability. *Progress in Organic Coatings*, 2025, vol. 209, art. 109602. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2025.109602.

27. 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: July 31, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-161-178.
28. Startsev O.V., Nikishin E.F. Ageing of polymeric composite materials in outer space. *Mehanika kompozitnyh materialov*, 1993, vol. 29, no. 4, pp. 457–467.

Информация об авторах

Лукачевская Ирина Геннадьевна, заведующая лабораторией, к.т.н., ЯНЦ СО РАН, presidium@prez.ysn.ru
Старцев Олег Владимирович, старший научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Низин Дмитрий Рудольфович, старший научный сотрудник, к.т.н., ЯНЦ СО РАН, presidium@prez.ysn.ru
Дьяконов Афанасий Афанасьевич, старший научный сотрудник, к.т.н., ЯНЦ СО РАН, presidium@prez.ysn.ru
Терешкин Айсен Леонидович, младший научный сотрудник, ЯНЦ СО РАН, presidium@prez.ysn.ru

Information about the authors

Irina G. Lukachevskaia, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), Yakut Scientific Centre SB RAS, presidium@prez.ysn.ru
Oleg V. Startsev, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Dmitriy R. Nizin, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), Yakut Scientific Centre SB RAS, presidium@prez.ysn.ru
Afanasiy A. Dyakonov, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), Yakut Scientific Centre SB RAS, presidium@prez.ysn.ru
Aisen L. Tereshkin, Junior Researcher, Yakut Scientific Centre SB RAS, presidium@prez.ysn.ru

Статья поступила в редакцию 21.08.2026; получена после доработки 25.08.2026;
одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.08.2026.
The article was submitted 21.08.2026; received in revised from 25.08.2026;
approved and accepted for publication after reviewing 27.08.2026.

Научная статья

УДК 678.8
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-81-98

УСТАНОВЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕЖИМА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПРОФИЛИРОВАННОГО НАСТИЛА ИЗ ПКМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗНЫХ ТИПОВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦ

А.А. Евдокимов[1], Е.А. Вешкин[1], А.В. Славин[1], А.А. Баранников[1]

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

Аннотация. *Представлен ход выполнения исследований, направленных на разработку технологии изготовления листов профилированного настила из стеклопластика. Описаны основные стадии технологии изготовления конструкции из ПКМ габаритами 3000×1500 мм на основе эпоксидного и эпоксивинилэфирного связующих: разработка стеклопластика, математическое моделирование процесса инфузии и установление оптимального технологического режима пропитки с учетом жизнеспособности связующего, определение технологических параметров изготовления конструкции.*

Ключевые слова: *стеклопластик, эпоксидное связующее, эпоксивинилэфирное связующее, физико-механические характеристики, профилированный настил, мостовое сооружение*

Для цитирования: Евдокимов А.А., Вешкин Е.А., Славин А.В., Баранников А.А. Установление оптимального технологического режима изготовления профилированного настила из ПКМ с использованием разных типов полимерных матриц // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 81–98. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-81-98.

Scientific article

ESTABLISHMENT OF AN OPTIMAL TECHNOLOGICAL REGIME FOR MANUFACTURING PROFILED FLOORING FROM PCM USING DIFFERENT TYPES OF POLYMER MATRICES

A.A. Evdokimov[1], E.A.Veshkin[1], A.V. Slavin[1], A.A. Barannikov[1]

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

Abstract. *The course of the research aimed at developing technology for manufacturing sheets of profiled fiberglass flooring is presented. The main stages of the manufacturing technology for structures made of PCM with dimensions of 3000×1500 mm based on epoxy and epoxy vinyl ester resins are described: the development of fiberglass, mathematical modeling of the infusion process and the establishment of an optimal technological regime of impregnation, taking into account the pot life of the resins, the determination of technological parameters for the manufacture of structure.*

Keywords: *fiberglass, epoxy resin, epoxy vinyl ester resins, physical and mechanical characteristics, profiled flooring, bridge structure*

For citation: Evdokimov A.A., Veshkin E.A., Slavin A.V., Barannikov A.A. Establishment of an optimal technological regime for manufacturing profiled flooring from PCM using different types of polymer matrices. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 81–98. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-81-98.

Введение

В настоящее время проблеме создания несущих конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ) для применения в различных отраслях промышленности уделяется повышенное внимание [1, 2]. Наряду с авиационной отраслью, в которой опыт изготовления ответственных конструкций из ПКМ составляет уже более 50 лет, следует отметить судостроение и строительство. Внедрение разрабатываемых ПКМ зависит от требуемых упруго-прочностных характеристик, стойкости к воздействию климатических и эксплуатационных факторов, стоимости изготовления конечной конструкции и др. Что касается стоимости изготовления конструкций из ПКМ, важное значение имеет технология их изготовления, которая в свою очередь тоже определяется требованиями, предъявляемыми к конструкции [3–5]. Например, при изготовлении изделий автоклавным методом формования добиваются прежде всего получения высококачественных деталей с пористостью, близкой к нулю [6]. При изготовлении менее ответственных конструкций или конструкций, производство которых не требует большого объема, целесообразно использовать методы вакуумной инфузии или контактного формования, отличающиеся простотой исполнения и отсутствием необходимости использования специализированного крупногабаритного производственного оборудования [7–9]. Следует отметить также разработки, направленные на исследование возможности применения разного рода наполнителей для изготовления ПКМ с целью снижения стоимости готового изделия, в том числе и природного происхождения [10–18].

Так, с целью диверсификации применения авиационных материалов для строительной отрасли, а именно для мостостроения, специалистами НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ предложено использовать комплекс ПКМ, применимых для изготовления несущих строительных конструкций [19–21]. Отличительная особенность предлагаемой технологии – изготовление из ПКМ конструкций с необходимым уровнем прочностных характеристик в непосредственной близости от места строительства или прямо на этом месте. При этом сокращается стоимость строительства, а затраты на монтаж сводятся к минимуму. Кроме того, применение безрастворного связующего холодного отверждения для изготовления профилированного настила позволяет не только обеспечить необходимые физико-механические характеристики, но и изготавливать конструкции без выделения вредных побочных продуктов [22–26]. Изготовленные с помощью разработанной технологии листы профилированного настила (рис. 1) использованы при строительстве мостового сооружения в поселке Языково Ульяновской области (рис. 2) [27].

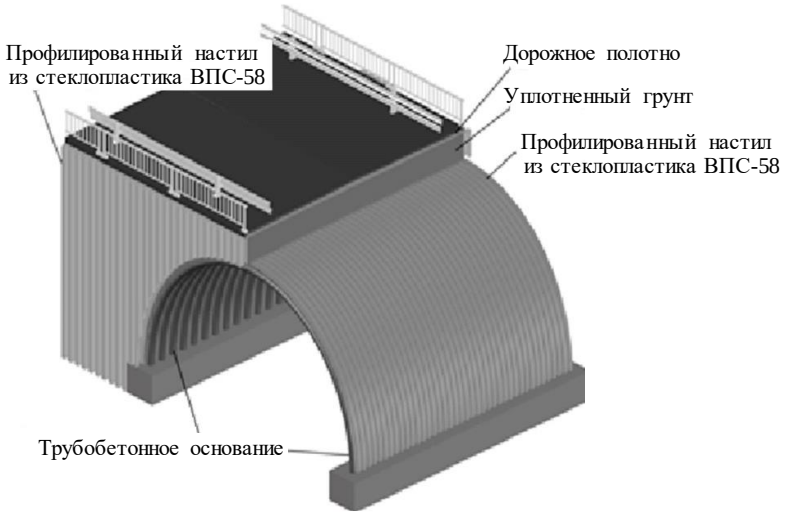


Рис. 1. Схема конструкции быстровозводимого мостового сооружения



Рис. 2. Использование профилированного настила из стеклопластика ВПС-58 в конструкции мостового сооружения в качестве портальной стенки (*а*) и слоя, перераспределяющего нагрузку от дорожного полотна на арочные конструкции (*б*)

В данной статье описаны результаты, полученные при разработке технологии изготовления профилированного настила из стеклопластика ВПС-58. В качестве критериев применимости стеклопластика для формования конструкции выбраны расчетные значения прочностных характеристик – пределы прочности при растяжении ≥250 МПа и сжатии ≥125 МПа. Данные характеристики установлены проектировщиками и являются минимально допустимыми для применения в мостовых сооружениях с повышенной проектной нагрузкой [28]. Кроме того, представлены результаты математического моделирования процесса вакуумной инфузии профилированного настила.

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

Материалы и методы

В качестве объектов исследования применяли сырьевые компоненты для изготовления стеклопластика: равнопрочную ткань из алюмоборосиликатных ровингов марок Ortex 560 и ТР-560, а также эпоксидное связующее ВСЭ-38 и эпоксивинилэфирное связующее ВСВ-43.

Применялись следующие методы исследования:

– соответствующие стандарты для определения физико-механических характеристик: пределов прочности при растяжении (ГОСТ 25.601–80), сжатии (ГОСТ 25.602–80) и изгибе (ГОСТ 4648–2014); температуры стеклования (СТО 1.595-36-464–2015);

– компьютерное моделирование – специализированное программное обеспечение для проведения имитационного компьютерного моделирования процесса инфузии и определения оптимальных технологических параметров изготовления изделия.

Результаты и обсуждение

На первой стадии исследований разработан оптимальный состав стеклопластика для изготовления профилированного настила моста. Проведенный расчет необходимой несущей способности конструкции профилированного настила показал [30], что для достижения требуемых прочностных значений показателей конструкции материал должен обладать следующими характеристиками:

– толщина монослоя ~0,5 мм, необходимая для снижения трудоемкости при выкладке заготовки за счет уменьшения количества слоев наполнителя;

– минимальная прочность при растяжении в направлении основы и утка 250 МПа, необходимая для обеспечения требуемой несущей способности конструкции;

– прочность при сжатии в направлении основы и утка не менее 125 МПа, необходимая для обеспечения требуемой несущей способности конструкции.

Для обеспечения требуемых параметров целесообразно использовать в качестве армирующего наполнителя стеклопластиковые наполнители на основе алюмоборосиликатного стеклянного ровинга – стеклоткани полотняного переплетения толщиной 0,45±0,05 мм, такие как Ortex 560 и ТР-560, характеристики которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

Характеристики стеклянных наполнителей Ortex 560 и ТР-560

Вид наполнителя	Количество нитей		Масса на единицу площади, г/м^2	Разрывная нагрузка, Н	
	по основе	по утку		по основе	по утку
ТР-560	30±1	30±1	600±30	2800	2800
Ortex 560	30	30	560±20	4050	7000

Для сравнения влияния марок наполнителя на упруго-прочностные характеристики изготовили образцы стеклопластика на основе связующего ВСЭ-38 и исследовали их свойства (табл. 2).

Таблица 2

Упруго-прочностные свойства* стеклопластиков на основе связующего ВСЭ-38

Вид наполнителя	Предел прочности при растяжении	Предел прочности при сжатии	Предел прочности при изгибе
	МПа		
Ortex 560	470–510 485	335–385 360	570–630 610
ТР-560	515–575 545	200–230 215	475–535 510

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

Установлено, что образец стеклопластика на основе стеклянной ткани Ortex 560 превосходит стеклопластик на основе стеклянной ткани ТР-560 по прочности при сжатии на 40 % и по прочности при изгибе – на 16 %, однако незначительно (на 12 %) уступает по показателю прочности при растяжении. В то же время образцы стеклопластиков, полученные с использованием обоих видов тканых наполнителей, превышают минимально допустимые значения, требуемые для формования из них профилированной конструкции. Поэтому по совокупности свойств в качестве наполнителя для дальнейшего исследования свойств стеклопластика выбрали стеклянный наполнитель Ortex 560.

Поскольку важнейшей технологической стадией изготовления ПКМ методом вакуумной инфузии является термообработка пропитанного пакета-заготовки, то следующим этапом проводимых исследований был поиск оптимального режима доотверждения (термообработки). Для этого проводили сравнительные испытания образцов, термообработанных по разным режимам (табл. 3).

Видно, что режим *3* (выдержка при 60 °С в течение 6 ч) оказал наиболее благоприятное воздействие на показатели физико-механических характеристик образцов стеклопластика, поэтому выбран для проведения дальнейших исследований.

Таблица 3

Результаты исследования оптимального режима термообработки

Условный номер режима	Режим термообработки	Температура стеклования, °С	Значения показателей при				
			растяжении		сжатии	изгибе	
			E, ГПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{в.сж}$, МПа	$E_и$, ГПа	$\sigma_и$, МПа
1	24 ч при 20 °С	47	12,4	370	120	9,8	210
2	4 ч при 20 °С + 1 ч при 60 °С	60	17,6	410	190	16	585
3	6 ч при 60 °С	110	19,8	485	360	16,8	610

С целью оценки характеристик ПКМ, полученного на основе стеклянного наполнителя Ortex 560, проведены также исследования физико-механических свойств образцов, изготовленных с использованием эпоксивинилэфирного связующего ВСВ-43 (табл. 4).

Таблица 4

Результаты испытаний образцов стеклопластика на основе стеклоткани Ortex 560 и связующего ВСВ-43 с температурой стеклования 104 °С

Показатель	Значения показателей* при		
	растяжении	изгибе	сжатии
Предел прочности, МПа	405–565 504	430–565 495	330–370 350
Модуль упругости, ГПа	20–21 20,2	18–22 19,8	–
* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.			

Сопоставляя значения, приведенные в табл. 3 и 4, можно констатировать, что упруго-прочностные характеристики при растяжении и сжатии сопоставимы у образцов на разных типах полимерной матрицы (разброс значений не превышает 4 и 3 % соответственно). При изгибающем нагружении прочностные характеристики оказались больше у образцов, изготовленных с применением связующего ВСЭ-38, – на 23%, а упругие – у образцов, изготовленных с применением связующего ВСВ-43, – на 18 %.

Несмотря на различие представленных в табл. 3 и 4 характеристик материалов, разработку технологии изготовления несущей конструкции из стеклопластика можно осуществлять с использованием обоих типов полимерной матрицы, поскольку полученные значения физико-механических характеристик превосходят минимально допустимые. Однако ввиду меньшей стойкости эпоксидного связующего к действию агрессивных химических факторов [31–34], одним из которых является бетонная смесь, значение pH которой может достигать 13 усл. ед., в дальнейшем требуется проведение дополнительных исследований стойкости ПКМ к этому виду воздействия.

На второй стадии разработки технологии изготовления профилированного настила из стеклопластика проводили математическое моделирование процесса инфузии и выбирали оптимальный технологический режим его изготовления [35]. Для этого проведено имитационное компьютерное моделирование процесса инфузии при изготовлении профилированного настила габаритами 3000×1500 мм и выбраны оптимальное расположение и количество точек подачи связующего. Задавали геометрическую форму (рис. 3, *а*) и создавали сетку из конечных элементов для расчета (рис. 3, *б*).

Далее задавали граничные условия и положение точек инжекции (подачи связующего) и вакуумирования для первой схемы пропитки. Особенностью данной схемы является наличие порта для инфузии связующего по центру с торца с наибольшим размером и отвода с противоположной стороны (рис. 4).

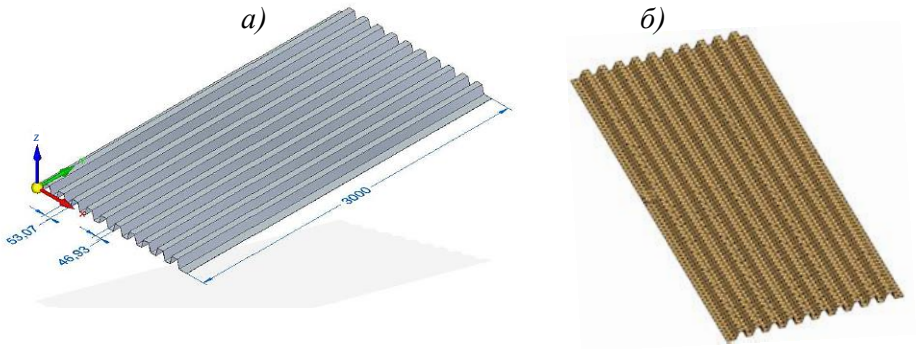


Рис. 3. CAD-модель профилированного настила габаритами 3000×1500 мм (*а*) и его сетка из конечных элементов для расчета процесса инфузии (*б*)

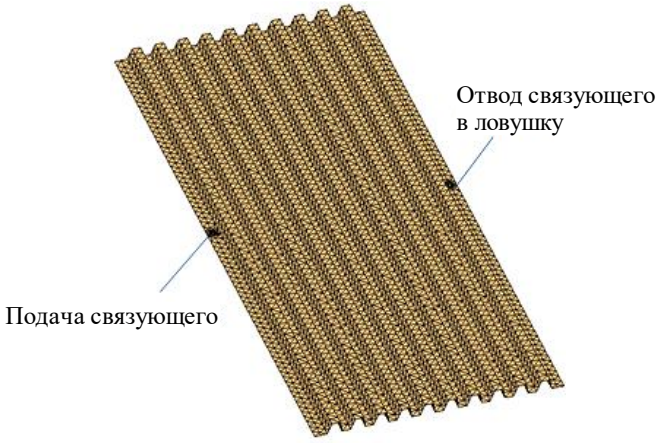


Рис. 4. Положение точек инжекции для пропитки по первой схеме

Моделирование производили для обоих применяемых в исследовании типов полимерных матриц с учетом их одинаковых реологических характеристик. В результате определили положение фронта связующего для прогнозирования времени, затрачиваемого на пропитку при изготовлении профилированного настила по первой схеме. Установлено, что через 50 мин после начала пропитки произошло смещение фронта на 700 мм (рис. 5, *а*).

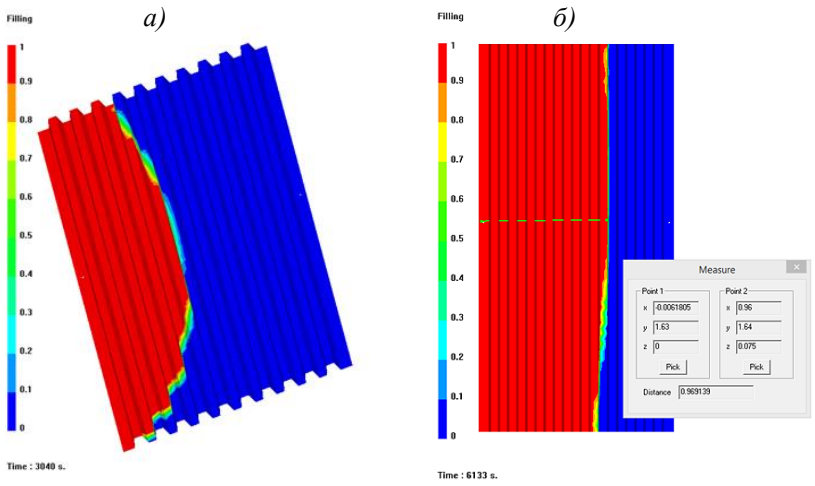


Рис. 5. Положение фронта связующего через 50 мин (*а*) и 1 ч 40 мин (*б*) после начала пропитки

В дальнейшем наблюдали снижение скорости пропитки в связи с уменьшением градиента давления, что привело к смещению фронта связующего через 1 ч 40 с с момента начала пропитки на 970 мм. Таким образом, пропитанная зона за 50 мин увеличилась лишь на 270 мм (рис. 5, *б*).

Установлено, что общее время, затрачиваемое на пропитку, составило 3 ч 20 мин, что является критическим значением для обеспечения полной пропитки и минимизации незаполненных дефектных зон при технологической жизнеспособности связующих ВСЭ-38 и ВСВ-43 при 20 °С не более 150 мин [36].

С учетом полученных результатов моделирования по первой схеме расположения точек подачи и отвода связующего скорректированы граничные условия и положение точек инжекции и вакуумирования для второй схемы пропитки. Особенностью данной схемы является наличие четырех портов для инфузии связующего по краям и двух – для отвода связующего в ловушку, расположенных по центру (рис. 6).

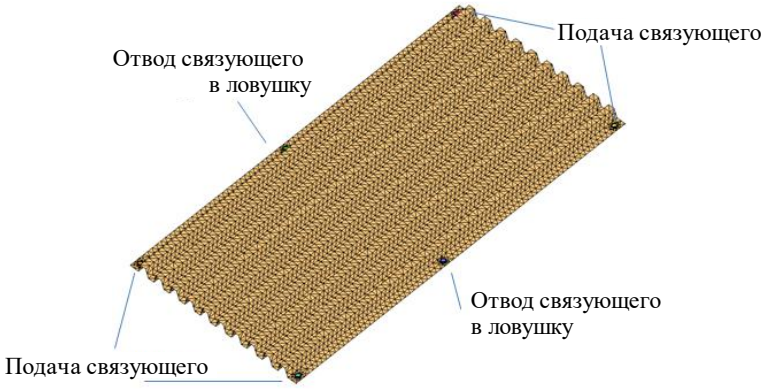


Рис. 6. Положение точек инжекции для пропитки по второй схеме

По результатам имитационного компьютерного моделирования определили положение фронта связующего для прогнозирования времени, затрачиваемого на пропитку при изготовлении профилированного настила по второй схеме расположения точек подачи связующего. После прохождения 60 мин с начала инжекции весь образец, за исключением небольшой зоны в центральной части, пропитан. Продолжительность полной пропитки составила 1 ч 5 мин, что соответствует технологической жизнеспособности связующих (рис. 7).

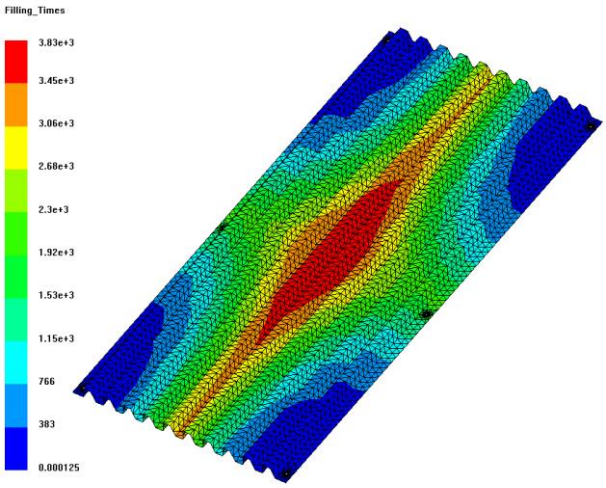


Рис. 7. Продолжительность пропитки по второй схеме

В результате сравнения данных моделирования процесса инфузии при изготовлении профилированного настила с различными вариантами расположения точек подачи связующего установлено сокращение продолжительности полной пропитки в 3 раза за счет оптимизации схемы при добавлении дополнительных трех точек подачи связующего и одной точки вакуумирования.

На основании проведенного математического моделирования процесса инфузии при изготовлении профилированного настила выбрана оптимальная схема расположения точек подачи связующего и вакуумирования при изготовлении профилированного настила на основе стеклянного наполнителя.

На третьей стадии проводили исследование технологических параметров при изготовлении профилированного настила методом инфузии на основе стеклянного наполнителя. Разработанный технологический процесс состоит из следующих операций: подготовка технологической оснастки, сборка технологического пакета, проверка собранного технологического пакета на герметичность, подготовка связующего, пропитка стеклоткани связующим и последующее отверждение, механическая обработка, контроль качества.

Для разработки наиболее оптимальной технологии спроектирована и изготовлена многоразовая технологическая оснастка из стеклопластика, позволяющая стабилизировать качество изделий путем изготовления листов настила одинакового профиля. Это стало возможным благодаря тому, что материал оснастки изготавливался из тех же компонентов – стеклянного наполнителя на основе алюмоборосиликатного стекла и эпоксидного связующего холодного отверждения, что позволяет достичь одинакового температурного коэффициента линейного расширения у изготавливаемого профилированного листа и оснастки. Благодаря этому минимизированы внутренние напряжения, возникающие при термообработке листа, и обеспечена его бездефектная структура и необходимая геометрическая форма профиля.

Для этого на первой стадии изготовлена мастер-модель из фанеры, представленная на рис. 8. При изготовлении мастер-модели на подготовленное плоское основание прикрепляли ребра, после чего всю конструкцию несколько раз покрывали грунтовкой на эпоксидной основе с последующим нанесением лака в два слоя.



Рис. 8. Мастер-модель

После отверждения лакокрасочного покрытия на мастер-модель наносили слой гелькоута – специализированного антиадгезионного покрытия, используемого при изготовлении изделий методом вакуумной инфузии и контактного формования, для облегчения отделения изделия от оснастки, а затем высушивали. Далее по всей площади мастер-модели укладывали сетку из полиэфирного волокна для придания прочности

покрытию и три слоя стеклоткани ТР-560. Получившуюся конструкцию пропитывали эпоксидным связующим холодного отверждения методом контактного формования с последующим формообразованием. Затем оснастку снимали с мастер-модели и доотверждали при температуре 60 °С в течение 6 ч. После чего производили механическую обработку оснастки, внешний вид которой представлен на рис. 9.



Рис. 9. Многоразовая технологическая оснастка

Схема сборки технологического пакета для пропитки методом вакуумной инфузии приведена на рис. 10.

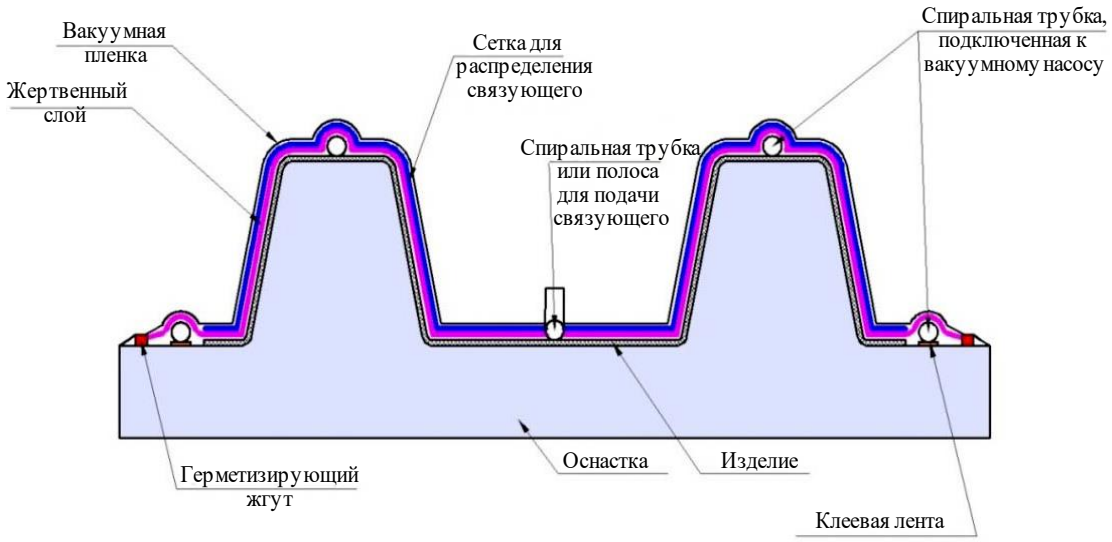


Рис. 10. Схема сборки технологического пакета для пропитки методом инфузии

При сборке на заранее подготовленную поверхность оснастки по периметру укладывали герметизирующий жгут. Затем выкладывали слой жертвенной ткани, фиксируя его к поверхности аэрозольным клеем, поверх которого выкладывали первый слой стеклоткани. Каждый последующий слой наполнителя укладывали со смещением на половину ширины ткани для исключения попадания стыковых швов друг на друга при фиксации аэрозольным клеем и прокатывали валиком. Всего уложили 10 слоев для достижения толщины заготовки в 5 см (рис. 11).

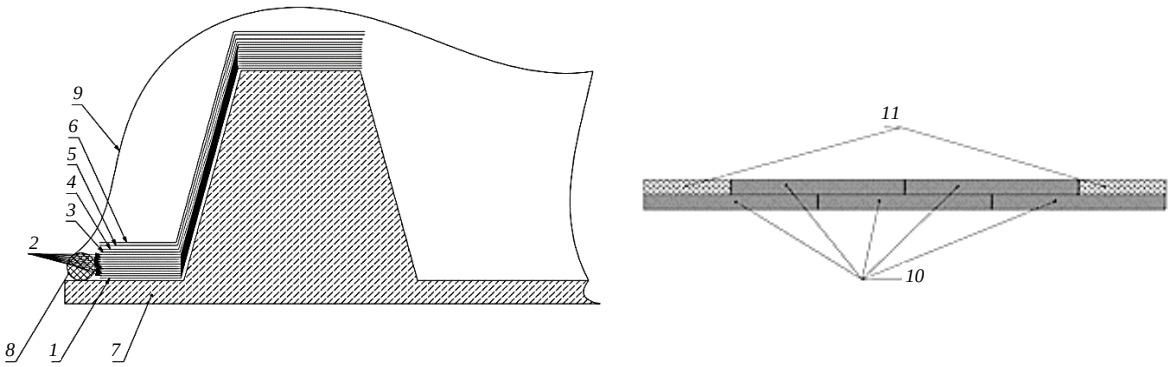


Рис. 11. Схема выкладки технологического пакета: *1* – слой жертвенной ткани; *2* – стеклоткань (10 слоев); *3* – разделительная пленка; *4* – распределительная сетка; *5* – полоса подачи связующего; *6* – разделительная пленка; *7* – оснастка; *8* – герметизирующий жгут; *9* – герметизирующая вакуумная пленка; *10* – слои ткани; *11* – оснастка

На поверхности заготовки размещали перфорированную разделительную пленку с отступом от края заготовки на 5–10 мм с последующей фиксацией небольшим количеством аэрозольного клея в нескольких точках. Поверх разделительной пленки укладывали слой распределительной сетки с отступом от края жертвенной ткани от 10 до 15 мм. По периметру заготовки под нижним слоем размещали фторопластовую ленту с выпуском наружу от 20 до 30 мм для загиба поверх заготовки. По контуру выложенной заготовки укладывали дренажный материал и спиральную трубку с припуском от 20 до 30 мм для обеспечения отсоса воздуха из заготовки в процессе ее пропитки под действием вакуума.

Под слои заготовки помещали прямоугольный кусок жертвенного материала шириной 50 мм и длиной от 100 до 150 мм (фитиль) на глубину от 40 до 70 мм с обеспечением контакта с дренажными слоями для облегчения удаления воздуха из заготовки в процессе ее пропитки под действием вакуума. Количество фителей определяется схемой выкладки и необходимо для сокращения продолжительности пропитки, поскольку в процессе отработки технологического режима изготовления ПКМ выявлена необходимость проведения операции диаэрации связующего перед пропиткой для достижения минимальных значений пористости материала (рис. 12).

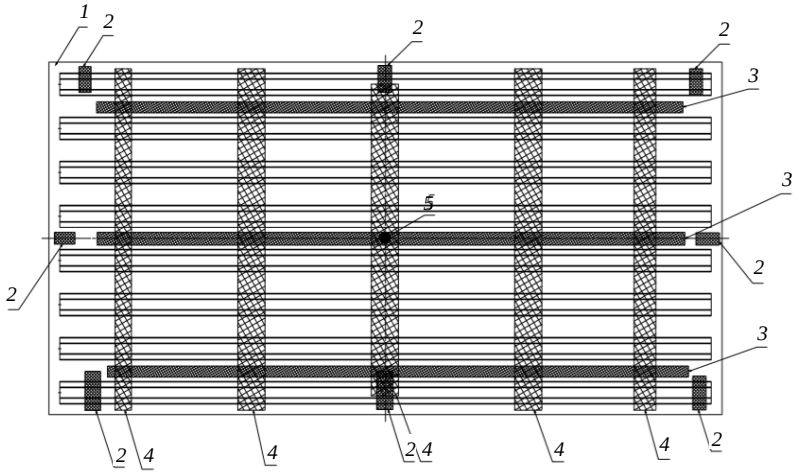


Рис. 12. Схема укладки фитилей и распределительных лент: *1* – оснастка с технологическим пакетом (технологический пакет условно не показан); *2* – фитиль; *3* – полоса подачи связующего, уложенная в продольном направлении; *4* – полоса подачи связующего, уложенная в поперечном направлении; *5* – литник (при необходимости можно установить дополнительные литники)

Собранную таким образом заготовку накрывали вакуумной пленкой, устанавливая в необходимых местах порты для инфузии и точки подачи связующего, и вакуумировали полученный пакет-заготовку при вакуумном давлении –0,9 кН/м^2.

Перед проведением технологического процесса пропитки отвакуумированный пакет-заготовку отключали от насоса и оценивали степень разрежения в течение 10 мин. Уровень снижения вакуума не должен превышать 0,05 кН/м^2. При превышении этого значения необходимо тщательно осмотреть пакет-заготовку на наличие негерметичных участков и устранить их с помощью герметизирующей ленты.

Затем производили расчет необходимого количества связующего $C_{св}$ (кг) для пропитки сухого пакета согласно формуле

$$C_{св} = \frac{m_{пакета} \cdot 35}{65} \cdot K_{ост},$$

где $m_{пакета}$ – масса сухого пакета, кг; $K_{ост}$ – коэффициент запаса, определяющий массу оставшегося связующего в распределительной сетке и шлангах, равный 1,3; 35 и 65 – процентное соотношение количества связующего к количеству стеклоткани, %.

Компоненты связующего совмещали в металлической емкости объемом не менее 10 л в течение от 10 до 15 мин при скорости вращения мешалки роторного типа от 150 до 200 об/мин. После этого проводили деаэрацию связующего при температуре 20±5 °С в течение 30 мин под вакуумом –0,9 кН/м^2 с целью удаления пузырьков воздуха, образовавшихся при смешении.

Пропитку наполнителя проводили по выбранному с помощью математического моделирования технологическому режиму при температуре 20±5 °С и вакуумном давлении не менее –0,9 кН/м^2. Для компенсации временны́х затрат, вызванных технологической операцией диаэрации связующего перед пропиткой, приняли решение установить еще один канал подачи связующего в центральной части пакета-заготовки, куда фронт связующего распространялся наиболее долго (красная область на рис. 7). Процесс пропитки представлен на рис. 13.

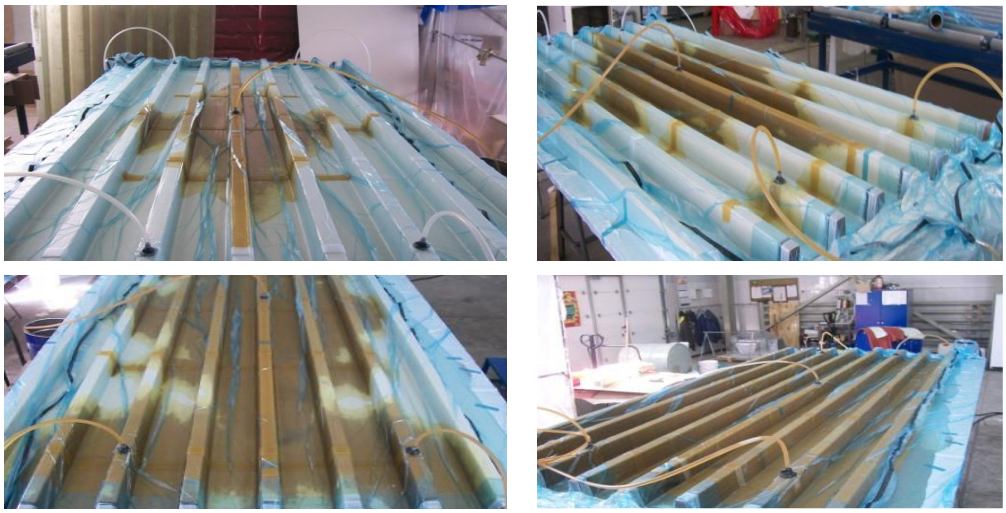


Рис. 13. Технологический процесс пропитки стеклянного наполнителя связующим

Полная пропитка пакета-заготовки по примененной схеме расположения литниковых каналов составила 60 мин на обоих типах полимерной матрицы. По окончании пропитки, не отключая вакуум, технологический пакет помещали в печь с последующей

термообработкой пакета при температуре 60±5 °С в течение 6 ч. После окончания режима отверждения с пакета-заготовки удаляли вспомогательные материалы и механически обрабатывали полученный профилированный настил (рис. 14, *а*)

Механическую обработку настила производили с использованием высокооборотного (не менее 3000 об/мин) универсального форматно-раскроечного станка, оснащенного местным вытяжным устройством, с использованием в качестве режущего инструмента алмазных отрезных кругов без применения охлаждающих жидкостей, масел, воды, эмульсии. Внешний вид листа профилированного настила после механической обработки представлен на рис. 14, *б*.

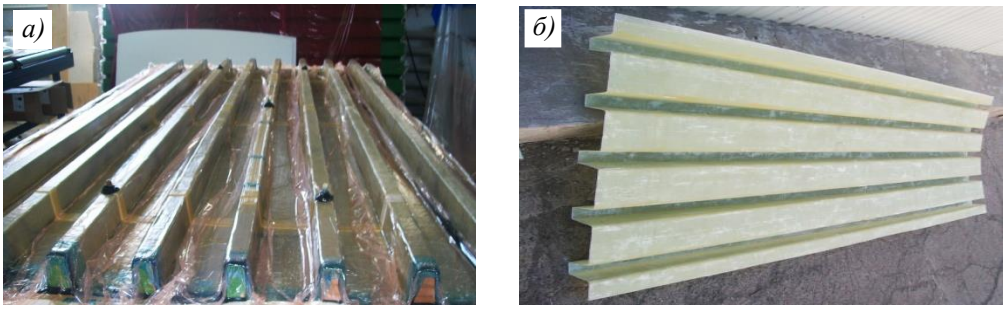


Рис. 14. Готовый профилированный настил после термообработки (*а*) и механической обработки (*б*)

Из изготовленного таким образом профилированного настила вырезали образцы для исследования физико-механических характеристик с целью сравнения с образцами стеклопластика. Результаты исследования представлены в табл. 5 и 6.

Таблица 5

Результаты испытаний физико-механических свойств образцов стеклопластика, вырезанных из профилированного настила на основе связующего ВСЭ-38 с температурой стеклования 110 °С

Показатель	Значения показателей* при		
	растяжении	изгибе	сжатии
Предел прочности, МПа	430–510 485	385–740 610	315–395 360
Модуль упругости, ГПа	19–20 19,8	13–19 16,8	–
* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.			

Таблица 6

Результаты испытаний физико-механических свойств образцов стеклопластика, вырезанных из профилированного настила на основе связующего ВСВ-43 с температурой стеклования 104 °С

Показатель	Значения показателей* при	
	растяжении	сжатии
Предел прочности, МПа	410–520 468	290–330 299
* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.		

Представленные в табл. 5 и 6 значения физико-механических характеристик сопоставимы со значениями, полученными на образцах стеклопластика, представленными в табл. 3 и 4, что свидетельствует о правильно подобранной технологии изготовления профилированного настила.

По исследованной и разработанной технологии могут изготавливаться листы профилированного настила габаритами 3000×1500 мм, толщиной от 4 до 8 мм и высотой ребер от 89 до 100 мм. Эскиз профилированного настила и возможные типоразмеры для изготовления изделий представлены на рис. 15 и в табл. 7.

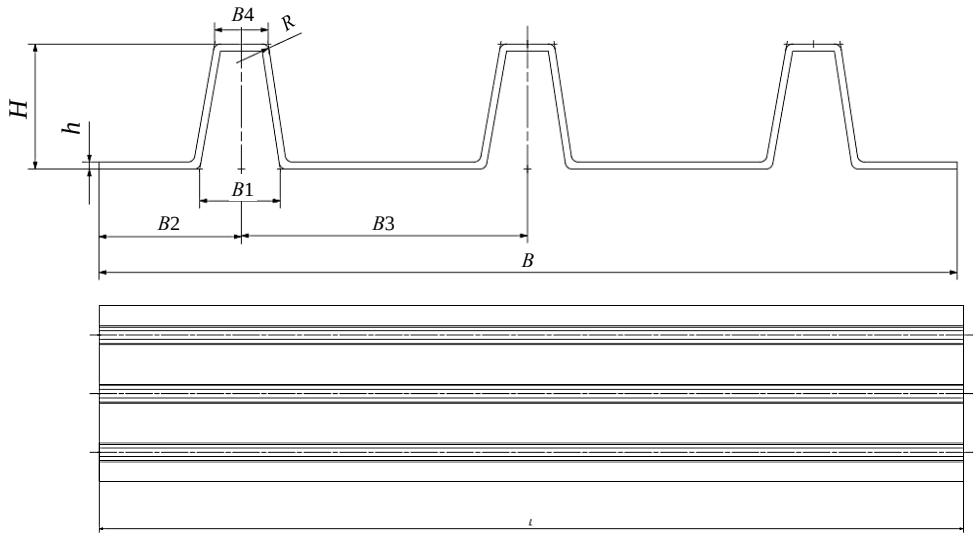


Рис. 15. Эскиз профилированного настила

Таблица 7

Возможные типоразмеры для изготовления профилированного настила по разработанной технологии

h, мм	Обозначение профиля	*B*1	*B*2	*B*3	*B*4	*R*	*H*
		мм					
4	НП1-1	57,15	101,6	203,2	35,1	5	88,9
	НП1-2	60	50	100	36	3	100
	НП1-3	80	105	210	50	5	100
5	НП2-1	57,15	101,6	203,2	35,1	5	88,9
	НП2-2	60	50	100	36	3	100
	НП2-3	80	105	210	50	5	100
6	НП3-1	57,15	101,6	203,2	35,1	5	88,9
	НП3-2	60	50	100	36	3	100
	НП3-3	80	105	210	50	5	100
7	НП4-1	57,15	101,6	203,2	35,1	5	88,9
	НП4-2	60	50	100	36	3	100
	НП4-3	80	105	210	50	5	100
8	НП5-1	57,15	101,6	203,2	35,1	5	88,9
	НП5-2	60	50	100	36	3	100
	НП5-3	80	105	210	50	5	100
Примечание. Условное обозначение параметров настила при заказе: НП1-1 1500×3000.							

В соответствии с проектной документацией на автомобильный арочный мост было изготовлено 32 листа профилированного настила и один дополнительный лист в качестве запасного. На часть листов (16 шт.) было нанесено лакокрасочное покрытие на эпоксидной основе ЭП-140 в два слоя для дополнительной защиты от механического воздействия при монтаже на арочные элементы и последующей защиты от воздействия факторов окружающей среды. На остальные листы, предназначавшиеся для формирования

портальной стенки моста, с одной стороны было нанесено лакокрасочное покрытие ЭП-140 (внутренняя часть портальной стенки), а с обратной стороны – огнезащитная паста ВЗО-9Х толщиной 2 мм. Поверх огнезащитной пасты также наносили фторполиуретановую эмаль ВЭ-69 в два слоя толщиной ~0,15 мм для наилучшей защиты элементов конструкции от ультрафиолетового излучения. После нанесения лакокрасочного и огнезащитного покрытий производили их сушку в соответствии с технологической документацией. Подготовленные таким образом листы профилированного настила маркировали и упаковывали для транспортировки на строительную площадку (рис. 16).



Рис.16. Подготовленный для транспортировки профилированный настил

Заключения

Представлены основные стадии исследований, направленных на разработку технологии изготовления листов профилированного настила:

– разработка оптимального состава стеклопластика для изготовления профилированного настила моста;

– математическое моделирование процесса инфузии при изготовлении стеклопластикового профилированного настила и выбор оптимального технологического режима его изготовления;

– исследование технологических параметров при изготовлении профилированного настила методом инфузии на основе стеклянного наполнителя.

По разработанной технологии и в соответствии с проектной документацией на автомобильный арочный мост было изготовлено 32 листа профилированного настила, которые применялись в конструкции моста: 16 листов для изготовления портальной стенки, воспринимающей поперечные распорные нагрузки от проезжающего транспорта, и 16 листов для монтажа поверх арочных элементов для передачи на них вертикальных нагрузок от транспорта.

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. Афанасьев Д.В., Ощепков М.Ю. Безавтоклавные технологии // Композитный мир. 2010. № 5. С. 28–37.
3. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Бабин А.Н. и др. Разработки ФГУП «ВИАМ» в области расплавных связующих для полимерных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2. № 2. С. 37–42.
4. Путилина П.М., Куцевич К.Е., Исаев А.Ю. Полимерные композиционные материалы на основе углеродных и стеклянных волокон для изготовления деталей беспилотных летательных аппаратов и перспективы их развития // Труды ВИАМ. 2023. № 8 (126). С. 85–99. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-85-99.

5. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. М.: Научные основы и технологии, 2009. 386 с.
6. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. М.: Научные основы и технологии, 2010. 822 с.
7. Коган Д.И., Чурсова Л.В., Петрова А.П. Анализ технологий производства изделий из непрерывно армированных полимерных композиционных материалов безавтоклавными способами изготовления (обзор) // Композиционные материалы. 2011. № 11. С. 2–6.
8. Вольнов О.И., Дудукин Д.О. Стеклопластик. История развития, технология производства, формообразование деталей и современное применение // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2014. № 5 (107). С. 400–404.
9. Власенко Ф.С., Раскутин А.Е. Применение полимерных композиционных материалов в строительных конструкциях // Труды ВИАМ. 2013. № 8. С. 12–16. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 04.05.2025).
10. Sherriff M., Knibbs R.W., Langley P.G. Mechanism for the action of tackifying resins in pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 1973. Vol. 17. P. 3423–3438.
11. Allen K.W. A review of contemporary views of theories of adhesion // The Journal of Adhesion. 1987. Vol. 21. P. 261–277.
12. Leong Y.C., Lee L.M.S., Gan S.N. The viscoelastic properties of natural rubber pressure-sensitive adhesive using acrylic resin as a tackifier // Journal of Applied Polymer Science. 2003. Vol. 88. P. 2118–2123.
13. Fujita M., Takemura A., Ono H. et al. Effects of miscibility and viscoelasticity on shear creep resistance of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 2000. Vol. 75. P. 1535–1545.
14. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. I. Phase diagrams of the blends of natural rubber with rosin and terpene resins // Journal of Applied Polymer Science. 1987. Vol. 64. P. 2191–2197.
15. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. II. Phase diagrams of the blends of natural rubber and petroleum resins // Journal of Applied Polymer Science. 1998. Vol. 67. P. 221–229.
16. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Effects of miscibility on peel strength of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 1998. Vol. 70. P. 777–784.
17. Whitehouse R.S., Counsell P.J.C. Composition of rubber/resin adhesive films: 1. Surface composition as determined by ATR-IR spectroscopy // Polymer. 1976. Vol. 17. P. 699–704.
18. Sherriff M. Peel adhesion and viscoelasticity of rubber-resin blends // Journal of Applied Polymer Science. 1980. Vol. 18. P. 2597–2608.
19. Евдокимов А.А., Имаметдинов Э.Ш., Малаховский С.С. Усиление строительных конструкций из бетона системой внешнего армирования из углепластика // Труды ВИАМ. 2020. № 10 (92). С. 73–80. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 04.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-73-80.
20. Евдокимов А.А., Венедиктова М.А., Вахрушева Я.А. и др. Опыт применения полимерных материалов при возведении арочных быстровозводимых мостовых сооружений // Мат. Междунар. науч.-практ. конф. «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование». Симферополь, 2024. С. 127–136.
21. Евдокимов А.А., Петрова А.П., Раскутин А.Е. и др. Полимерные композиционные материалы для применения в строительной индустрии // Сб. тез. VIII Всерос. молодежного научного форума «OpenScience 2021». Гатчина, 2021. С. 124.
22. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 22–33. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
23. Седов Л.Н., Михайлова З.В. Ненасыщенные полиэфиры. М.: Химия, 1977. 232 с.

24. Застрогина О.Б., Серкова Е.А., Сарычев И.А., Вавилова М.И. Влияние винифлекса российского и китайского производства на свойства связующего ВФТ и стеклотекстолита на его основе // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 3 (60). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.
25. Бобылев В.А. Специальные эпоксидные смолы для клеев и герметиков // Клеи. Герметики. Технологии. 2005. № 5. С. 8–11.
26. Большаков В.А., Антюфеева Н.В. Оценка модели процесса отверждения клеевого связующего в препреге // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). С. 66–77. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
27. Евдокимов А.А., Раскутин А.Е., Мишкин С.И. и др. Арочные мосты с применением углепластиковых арочных элементов // Конструкции из композиционных материалов. 2019. № 2 (154). С. 22–29.
28. Михалдыкин Е.С. Применение трубобетонных конструкций с оболочкой из полимерных композиционных материалов при строительстве малых мостов: дис. … канд. техн. наук. М., 2021. 111 с.
29. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
30. Design, Construction and Testing of the Neal Bridge in Pittsfield, maine: Final Report // AEWC Advanced Structures & Composites Center. URL: https://aewc.unaine.edu.com (дата обращения: 04.05.2026).
31. Кириллов В.Н., Старцев О.В., Ефимов В.А. Климатическая стойкость и повреждаемость полимерных композиционных материалов, проблемы и пути решения // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 412–423.
32. 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: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
33. Старцев В.О. Старение полимерных композиционных материалов в морской воде (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 148–170. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
34. Петрова А.П., Малышева Г.В. Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2017. 472 с.
35. Раскутин А.Е., Гончаров В.А. Компьютерное моделирование технологического процесса изготовления ПКМ методом вакуумной инфузии // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 286–291.
36. Ткачук А.И., Загора А.Г., Донецкий К.И., Евдокимов А.А. Связующие для полимерных композиционных материалов, применяемых при строительстве быстровозводимых мостовых сооружений // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). С. 67–74. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-67-74.

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. Afanasyev D.V., Oshchepkov M.Yu. Out-of-Autoclave Technologies. *Kompozitnyy mir*, 2010, no. 5, pp. 28–37.
3. Kablov E.N., Chursova L.V., Babin A.N. et al. Developments by FSUE «VIAM» in the Field of Melt-Processable Binders for Polymer Composite Materials. *Polimernye materialy i tekhnologii*, 2016, vol. 2, no. 2, pp. 37–42.
4. Putilina P.M., Kutsevich K.E., Isaev A.Yu. Carbon fiber-reinforced and glass fiber-reinforced polymer composites for the manufacture of components for unmanned aerial vehicles and their developing prospects. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), pp. 85–99. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-85-99.

5. Perepelkin K.E. *Reinforcing Fibers and Fibrous Polymer Composites*. Moscow: Nauchnye Osnovy i Tekhnologii, 2009, 386 p.
6. Mikhailin Yu.A. *Structural Polymer Composite Materials*. Moscow: Nauchnye Osnovy i Tekhnologii, 2010, 822 p.
7. Kogan D.I., Chursova L.V., Petrova A.P. Analysis of Manufacturing Technologies for Products Made of Continuously Reinforced Polymer Composites Using Non-Autoclave Methods (Review). *Kompozitsionnye materialy*, 2011, no. 11, pp. 2–6.
8. Volnov O.I., Dudukin D.O. Fiberglass: History of Development, Production Technology, Part Forming, and Modern Applications. *Trudy NGTU im. R.Ye. Alekseyeva*, 2014, no. 5 (107), pp. 400–404.
9. Vlasenko F.S., Raskutin A.E. Applying FRP in building structures. *Trudy VIAM*, 2013, no. 8, pp. 12–16. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 04, 2026).
10. Sherriff M., Knibbs R.W., Langley P.G. Mechanism for the action of tackifying resins in pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 1973, vol. 17, pp. 3423–3438.
11. Allen K.W. A review of contemporary views of theories of adhesion. *The Journal of Adhesion*, 1987, vol. 21, pp. 261–277.
12. Leong Y.C., Lee L.M.S., Gan S.N. The viscoelastic properties of natural rubber pressure-sensitive adhesive using acrylic resin as a tackifier. *Journal of Applied Polymer Science*, 2003, vol. 88, pp. 2118–2123.
13. Fujita M., Takemura A., Ono H. et al. Effects of miscibility and viscoelasticity on shear creep resistance of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 2000, vol. 75, pp. 1535–1545.
14. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. I. Phase diagrams of the blends of natural rubber with rosin and terpene resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 1987, vol. 64, pp. 2191–2197.
15. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. II. Phase diagrams of the blends of natural rubber and petroleum resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 67, pp. 221–229.
16. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Effects of miscibility on peel strength of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 70, pp. 777–784.
17. Whitehouse R.S., Counsell P.J.C. Composition of rubber/resin adhesive films: 1. Surface composition as determined by ATR-IR spectroscopy. *Polymer*, 1976, vol. 17, pp. 699–704.
18. Sherriff M. Peel adhesion and viscoelasticity of rubber-resin blends. *Journal of Applied Polymer Science*, 1980, vol. 18, pp. 2597–2608.
19. Evdokimov A.A., Imametdinov E.Sh., Malakhovskiy S.S. Strengthening concrete building structure via reinforcement external system from carbon plastic. *Trudy VIAM*, 2020, no. 10 (92), pp. 73–80. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-73-80.
20. Evdokimov A.A., Venediktova M.A., Vakhrusheva Ya.A. et al. Experience in the Use of Polymeric Materials for the Construction of Rapidly Assembled Arch Bridges. *Proc. Int. Sci.-Pract. Conf. «Materials Science, Shaping Technologies, and Equipment»*. Simferopol, 2024, pp. 127–136.
21. Evdokimov A.A., Petrova A.P., Raskutin A.E. et al. Polymer Composite Materials for Use in the Construction Industry. *Coll. Abstracts of the VIII All-Rus. Youth Scientific Forum «OpenScience 2021»*. Gatchina, 2021, p. 124.
22. Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 22–33. Available at: https://www.journal.viam.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
23. Sedov L.N., Mikhailova Z.V. *Unsaturated polyesters*. Moscow: Khimiya, 1977, 232 p.
24. Zastrogina O.B., Serkova E.A., Sarychev I.A., Vavilova M.I. Influence of Russian and Chinese vinyflex on the properties of the VFT binder and fiberglass based on it. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.

25. Bobylev V.A. Specialty epoxy resins for adhesives and sealants. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2005, no. 5, pp. 8–11.
26. Bolshakov V.A., Antyufeeva N.V. Evaluation of the curing process model of the adhesive binder in prepreg. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 66–77. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
27. Evdokimov A.A., Raskutin A.E., Mishkin S.I. et al. Arch bridges using carbon-fiber-reinforced plastic (CFRP) arch elements. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2019, no. 2 (154), pp. 22–29.
28. Mikhaldykin E.S. *Application of concrete-filled tubular structures with shells made of polymer composite materials in the construction of small-span bridges*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2021, 111 p.
29. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new-generation materials. *Abstracts of the XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
30. *Design, Construction and Testing of the Neal Bridge in Pittsfield, maine: Final Report*. Available at: https://aewc.unaine.edu.com (accessed: May 04, 2026).
31. Kirillov V.N., Startsev O.V., Efimov V.A. Climatic firmness and damageability of polymeric composite materials, problems and solutions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 412–423.
32. Kablov E.N., Laptev A.B., Prokopenko A.N., Gulyaev A.I. Relaxation of polymeric composite materials under the prolonged action of static load and climate (review). Part 1. Binders. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), pp. 70–80. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
33. Startsev V.O. The degradation of polymer composite materials in seawater (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 148–170. URL: http://www.journal.viam.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
34. Petrova A.P., Malysheva G.V. *Adhesives, Adhesive Binders, and Adhesive Prepregs*: A Textbook. Ed. by E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017, 472 p.
35. Raskutin A.E., Goncharov V.A. Computer modeling of technological process of manufacturing of PCM by method of vacuum infusion. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 286–291.
36. Tkachuk A.I., Zagora A.G., Donetsky K.I., Evdokimov A.A. Polymeric matrixes for composite materials used in the construction of quickly built bridge structures. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), pp. 67–74. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-67-74.

Информация об авторах

Евдокимов Антон Андреевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Вешкин Евгений Алексеевич, начальник УНТЦ, 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
Баранников Александр Александрович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anton A. Evdokimov, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Evgeny A. Veshkin, Head of USTC, 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
Aleksandr A. Barannikov, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.07.2026.
The article was submitted 26.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 22.07.2026.

Научная статья

УДК 678.8
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-99-109

ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РЕАКЦИИ ОТВЕРЖДЕНИЯ СФЕРОПЛАСТИКА ВПЗ-25 И ИЗМЕНЕНИЯ ЕГО ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОСЛЕ ТЕПЛОВЛАЖНОСТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Д.Н. Шафиев[1], А.И. Ткачук[1], Е.С. Суворова[1], Г.Б. Эльдяева[1], А.В. Коваленко[1], Н.К. Сидельников[1]

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

Аннотация. *Статья посвящена обзору свойств разработанного в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ сферопластика марки ВПЗ-25, в частности климатическим испытаниям и кинетическим закономерностям. Приведены результаты исследования характеристик образцов полимерного синтактного заполнителя холодного отверждения марки ВПЗ-25 после климатических испытаний. Проведены кинетические исследования с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. По результатам исследований сделаны выводы о возможности использования сферопластика в условиях повышенной влажности и температуры и применении его в интерьере летательных аппаратов.*

Ключевые слова: *сферопластик, синтактный заполнитель, эпоксидное связующее, сотовые панели, холодное отверждение, стеклянные микросферы, авиация, судостроение, климатические испытания, тропикостойкость, пожарная безопасность*

Для цитирования: Шафиев Д.Н., Ткачук А.И., Суворова Е.С., Эльдяева Г.Б., Коваленко А.В., Сидельников Н.К. Исследования кинетических закономерностей реакции отверждения сферопластика ВПЗ-25 и изменения его физико-механических характеристик после тепловлажностного воздействия // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 99–109. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-99-109.

Scientific article

STUDY OF THE KINETIC REGULARITIES OF THE CURING REACTION OF SPHEROPLASTIC VPZ-25 AND CHANGES IN ITS PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS AFTER HEAT AND HUMIDITY EXPOSURE

D.N. Shafiev[1], A.I. Tkachuk[1], E.S. Suvorova[1], G.B. Eldyaeva[1], A.V. Kovalenko[1], N.K. Sidelnikov[1]

[1]Federal 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 the review of characteristics of the VPZ-25 syntactic polymer filler developed at the NRC «Kurchatov Institute» – VIAM considering climatic tests and kinetics patterns. The paper presents the results of a study of the characteristics of samples of VPZ-25 cold-curing syntactic polymer filler after climatic tests. Kinetic studies were conducted using the differential scanning calorimetry (DSC). Based on the research results, conclusions were drawn regarding the possibility of using this spheroplastic under conditions of elevated humidity and temperature, as well as its application in aircraft interiors.*

Keywords: *spheroplastic, syntactic filler, epoxy binder, honeycomb panels, cold curing, glass microspheres, aviation, shipbuilding, climatic tests, tropical resistance, fire safety*

For citation: Shafiev D.N., Tkachuk A.I., Suvorova E.S., Eldyaeva G.B., Kovalenko A.V., Sidelnikov N.K. Study of the kinetic regularities of the curing reaction of spheroplastic VPZ-25 and changes in its physical and mechanical characteristics after heat and humidity exposure. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 99–109. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-99-109.

Введение

Статистика рынка синтактных заполнителей пенопластов показывает, что это динамично развивающийся, но достаточно узкоспециализированный рынок. Объем рынка в 2024 г. оценивается приблизительно в $175 млн, а к 2030–2032 гг. он может достичь $234 млн [1, 2].

Сферопластики или синтактные заполнители являются одной из разновидностей композиционных материалов. Они обладают уникальными техническими характеристиками (высокой прочностью, низкой плотностью, устойчивостью к воздействию окружающей среды) и находят применение в строительной, аэрокосмической, машиностроительной и судостроительной промышленности.

Благодаря своим упруго-прочностным характеристикам с помощью сферопластика можно создавать легковесные, но при этом достаточно прочные конструкции. Данная особенность очень востребована для морского и подводного применения – из сферопластика изготавливают блоки плавучести и высокопрочные элементы глубоководных аппаратов для защиты оборудования на больших глубинах [3, 4].

В авиационной промышленности для облегчения конструкции уже давно используют трехслойные сотовые конструкции, которые при распределении нагрузки по всей поверхности сохраняют свои прочностные свойства. В зонах повышенной нагрузки, таких как зона установки крепежа, в торцевых участках и отверстиях, в местах закрепления электротехнических кабелей, а также в пустотах трехслойных сотовых конструкций свободный объем заполняют легковесным материалом – синтактным заполнителем-сферопластиком. Синтактные заполнители – пенопласты или сферопластики предназначены для местного упрочнения панелей сотовых конструкций с целью повышения их прочности и жесткости, установки барьера для влаги и т. д. [5].

Помимо пониженной массы сферопластика, материал обладает и другими преимуществами: диэлектрческими свойствами, за счет чего в совокупности с прочностными свойствами появляется перспектива его применения в радиоэлектронике; сохраняется возможность нанесения защитных покрытий. Исследована технология изготовления деталей для антенных устройств, в частности «стаканов» для спиральных антенн. Материал заливается в формы, а затем на поверхность наносится лакокрасочное покрытие, которое не влияет на его диэлектрические показатели.

Разработана технология получения открытопористых синтактных пенопластов, которые затем подвергаются термической обработке (карбонизации и карбидизации). Из таких пенопластов получают пеноуглерод и карбидные материалы с равномерной ячеистой структурой. Они используются как теплоизоляционные материалы, устойчивые в окислительных средах при температурах >1000 °С, что критично для авиации и ракетостроения [6].

На западном рынке отдельное внимание уделяют модификации полимерной основы для достижения новых или улучшенных свойств. Так, в журнале European Polymer Journal вышла обзорная статья, посвященная свойствам, характеристикам синтактных пенопластов на основе эпоксидной матрицы и полых стеклянных микросфер [7]. В Трентском университете в 2021 г. создали многофункциональный материал, сочетая эпоксидную смолу, стеклянные микросферы и микрокапсулы с парафином, с целью придания материалу термоаккумулирующих свойств [8]. Ведутся также исследования в направлении создания биоосновных композиций [9, 10], которые в дальнейшем, в отличие от термореактивных материалов, можно перерабатывать.

На рынке представлен ряд отечественных синтактных заполнителей холодного типа отверждения (табл. 1), однако сфера их назначения не подходит для использования в составе материалов авиационного назначения.

Таблица 1

Отечественные материалы холодного отверждения

Характеристика	ВПЗ-25	СТЭП-ЗК4-Н	Компаунд ПК-34	СТЭП-ЗК2
Основное применение	Упрочнение авиаконструкций	Герметизация электроники (авиа/космос)	Пропитка трансформаторов	Заливка электроники общего назначения
Плотность, г/см³	0,6–0,65	≤0,6	≤0,62	1,2–1,4
Температура эксплуатации, °С	До 100	От –60 до +100	Нет данных	От –60 до +150
Производитель	НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ	НПК «СТЭП»	ООО «КАСВ ГРУПП»	НПК «СТЭП»

Сферопластик марки ВПЗ-25 разработан в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Полимерная матрица состоит из эпоксидных смол и аминных отвердителей, а в качестве дисперсного наполнителя применяют стеклянные полые микросферы [11, 12]. Отверждение материала происходит при комнатной температуре, но также возможно и в ускоренном режиме.

Интегральные значения параметров, свойств и характеристик неметаллических заполнителей в виде сотовых структур с гексагональной ячейкой, которые планируется упрочнить полимерным заполнителем ВПЗ-25, следующие:

Размер стороны шестигранной ячейки, мм	2,5–4,2
Плотность, кг/м^3	25–100
Предел прочности при сжатии $\sigma_{сж}$, МПа	0,26–3,4
Модуль сдвига, МПа, в плоскости:	
xz	46,6
yz	30

Данная статья посвящена обзору свойств разработанного в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ сферопластика марки ВПЗ-25 для повышения прочности сотовых конструкций авиационной техники.

Материалы и методы

Синтактный полимерный заполнитель марки ВПЗ-25 изготовлен с использованием эпоксидных смол, аминных отвердителей и специальных добавок, а именно: стеклянных микросфер, пигмента и антипирена. Исследованы теплофизические и физико-механические свойства полученного двухкомпонентного сферопластика марки ВПЗ-25, его реологические показатели и жизнеспособность.

Испытания по определению плотности образцов, изготовленных на основе двух опытных партий полимерного синтактного заполнителя-сферопластика марки ВПЗ-25, проводили по ГОСТ 15139–69 «Пластмассы. Методы определения плотности (объемной массы)», где применялся метод обмера и взвешивания (по объему и массе), сущность которого заключается в определении плотности вещества по отношению массы образца к его объему, определяемым непосредственно взвешиванием и обмером. Объем образца правильной геометрической формы определен путем вычисления по результатам замера его линейных размеров.

Испытания по определению прочности при сжатии образцов, изготовленных на основе двух опытных партий полимерного синтактного заполнителя-сферопластика марки ВПЗ-25, проводили по ГОСТ 4651–2014 «Пластмассы. Метод испытания на сжатие» при различных температурах (23±2 и 80 °С).

Испытания по определению прочности при растяжении сферопластика ВПЗ-25 при различных температурах испытания (от –60 до +120 °С) проводили по ГОСТ 11262–2017, который устанавливает метод определения свойств жестких и полужестких термореактивных формовочных материалов при растяжении.

Исследование водопоглощения проводили по ГОСТ 4650–2014. Образцы размером 10×10×15 мм выдерживали в течение 24 ч при температуре 20±5 °С (табл. 2).

Таблица 2

Значения параметров регламентированного переменного тепловлажностного режима

Температура, °С	Относительная влажность, %	Продолжительность экспозиции, ч
50±5	98±2	8
20±5	98±2	12
20±5	50±10	4

Тепловой эффект реакции и степень доотверждения (конверсию) определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Метод, в котором разница в подводе энергии к образцу и эталонному материалу изменяется как функция температуры, в то время как образец и эталонный материал нагреваются по контролируемой температурной программе (ICTAC, ASTM E473-85, ISO 11357).

При определении теплопроводности и температуропроводности образцов сферопластика ВПЗ-25 применяли метод лазерной вспышки, основанный на измерении подъема температуры на задней поверхности образца сферопластика ВПЗ-25, происходящего под действием поглощения передней поверхностью образца короткого импульса энергии лазера, который является тепловым источником. Параметры короткого импульса при воздействии лазера: длина волны 1064 нм, длительность действия импульса энергии 0,3 мс.

Испытания по определению удельной теплоемкости образцов сферопластика ВПЗ-25 при различных температурах испытания (–60, –20, 20, 50, 100, 150 и 175 °С) проводили по ГОСТ Р 56754–2015 с помощью ДСК, измерения осуществляли методом непрерывного сканирования.

По ГОСТ 32618.2–2014 определяли температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). Сущность метода по определению ТКЛР состояла в том, что изменение размера испытуемого образца сферопластика ВПЗ-25 определяют как функцию температуры с помощью оборудования (ТМА – термомеханический анализ), получая при этом ТМА-кривую, по которой определяют коэффициент линейного теплового расширения.

Испытания по определению горючести образцов сферопластика ВПЗ-25 проводили по ГОСТ 57924–2017 (метод 2). В данном методе испытаний воздействие источника воспламенения осуществлялось снизу на нижний торец вертикально расположенного образца в течение заданного времени экспозиции 60 с. Далее определяли способность к самостоятельному затуханию образца сферопластика ВПЗ-25 после удаления от него источника воспламенения. Способность к самостоятельному затуханию образца оценивали по длине прогорания, продолжительности остаточного (самостоятельного) горения (тления) образца и падающих капель (частиц).

По ГОСТ 24632–81 определяли дымообразование. Три образца размером 75×75 мм подвергали воздействию теплового потока заданной интенсивности – режим пиролиза, три других образца такого же размера испытывали при условии воздействия теплового потока и пламени пилотной горелки – режим горения. Дымообразование определяли по удельной оптической плотности образовавшегося в результате термического разложения образца дыма в объеме камеры.

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

Результаты и обсуждение

Для получения полимерных композитов с температурами эксплуатации до 100 °С широко применяются препреги на основе латентных отвердителей – дициандиамида или его смеси с производными имидазолов, мочевин и др. Их применение позволяет снизить температуру и сократить длительность отверждения эпоксидного пленочного клея и увеличить его жизнеспособность в процессе хранения при комнатной температуре [13–22].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ для производства композитов по препреговой технологии, применяемых для создания изделий авиационной техники, разработана широкая линейка эпоксидных связующих, характеризующихся пониженными температурами доотверждения – до 140 °С.

В целях сокращения времени производства и производственных затрат на изготовление обшивок многослойных (сотовых) конструкций применяют совместное отверждение препрега, сферопластика и пленочного покрытия.

Технологические характеристики сферопластика позволяют использовать его для заполнения сот методом заливки при комнатной температуре в течение не менее 120 мин, что является достаточным для завершения технологических операций при изготовлении трехслойных панелей. Однако при совместном формовании сферопластиков холодного отверждения при повышенных температурах может наблюдаться значительный экзотермический эффект, который может вызвать деструкцию изделия из полимерного композита.

С этой целью исследована возможность совместного отверждения сферопластика марки ВПЗ-25 с препрегами, отверждающимися при температурах до 140 °С.

Для исследования кинетики реакции отверждения использовали метод ДСК – получили кривые (рис. 1) и рассчитали энергию активации E_a (рис. 2).

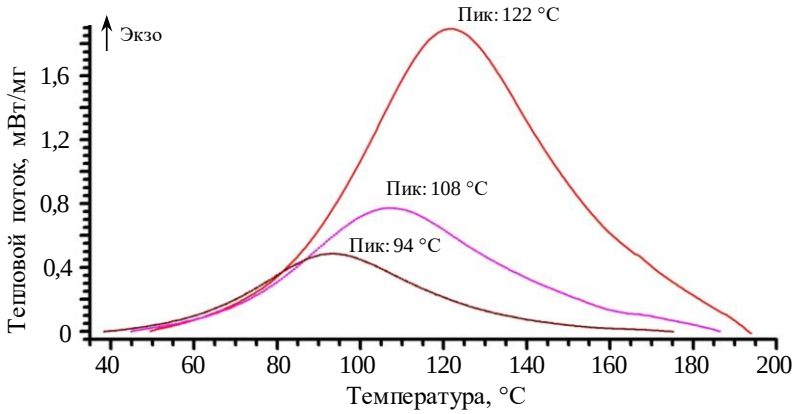


Рис. 1. Кривые, полученные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, для реакционной смеси с шагом нагрева 5, 10 и 20 К/мин

По результатам исследований (рис. 1) можно отметить, что пик экзотермической реакции приходится на ~100 °С. Поэтому использование для совместного формования с препрегами сферопластика холодного отверждения возможно при соблюдении температурного режима. Сферопластик марки ВПЗ-25 можно отвердить и в ускоренном режиме – ступенчатый нагрев с медленным увеличением температуры (рис. 3, *а*). При резком нагреве выше температуры 100 °С материал при автокаталитической реакции может деструктировать из-за неконтролируемого перегрева (рис. 3, *б*).

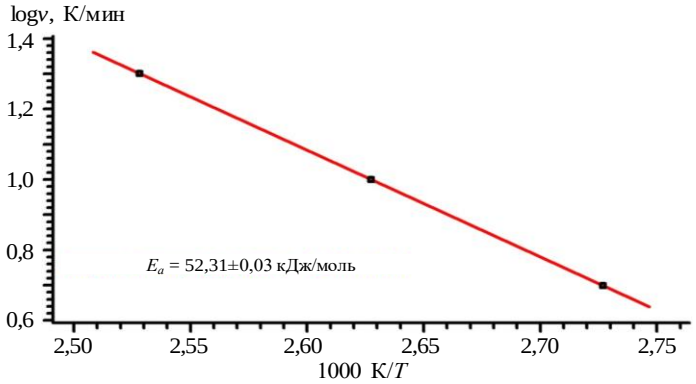


Рис. 2. Энергия активации (E_a) реакции отверждения при скорости нагрева *v*

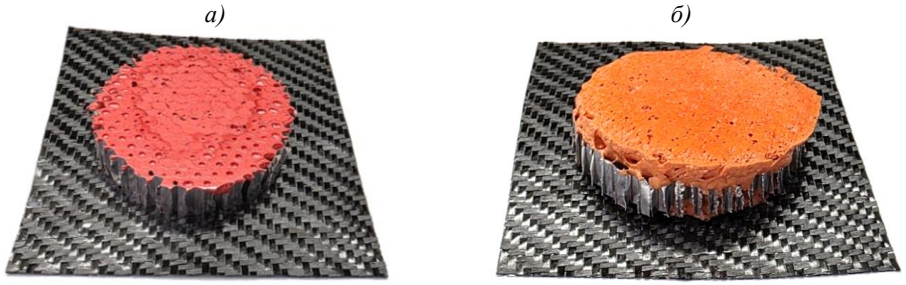


Рис. 3. Сферопластик, отвержденный в ускоренном режиме при медленном нагреве (*а*) и при резком нагреве (*б*)

Испытания образцов сферопластика марки ВПЗ-25 из опытной партии проводили по СТП 1-595-20-100–2002 в климатической камере при тепловлажностном воздействии, имитирующем тропический климат. Режим с параметрами из табл. 2 задавался циклично – при этом 1 сут в климатической камере эквивалентны 1 сут в тропиках. Общая продолжительность экспозиции образцов составляла 30, 60 и 90 сут, при этом по статистике максимум сорбции воды достигался в первые 10 сут.

В результате испытаний на прочность при сжатии после термического старения в течение разных периодов (табл. 3) отмечено сохранение или увеличение физико-механических характеристик и возможность использования данного сферопластика в разных условиях.

Таблица 3

Прочность при сжатии образцов полимерного синтактного заполнителя-сферопластика холодного отверждения марки ВПЗ-25 после термического старения в течение 50, 100, 500 и 1000 ч

Температура испытания, °С	Прочность при сжатии, МПа, после термического старения в течение, ч				
	в исходном состоянии	50	100	500	1000
–60	76,7	81,1	79,4	77,2	82,6
23±2	45,8	52,70	57,3	52,6	59,3
80	19,2	35,8	34,7	32,7	31,1

В результате испытаний на прочность при сжатии после выдержки в камере, имитирующей тропический климат, и тепловлажностного климатического старения в течение разных периодов (табл. 4 и 5) отмечено сохранение физико-механических характеристик, а где-то даже увеличение, что свидетельствует об эффекте пластификации полимерной матрицы за счет поглощенной воды и возможном доотверждении с течением времени. Поэтому возможно использование данного сферопластика в условиях повышенной влажности при разных температурах.

Таблица 4

Прочность при сжатии образцов полимерного синтактного заполнителя-сферопластика холодного отверждения марки ВПЗ-25 после испытания в камере, имитирующей тропический климат, в течение 1, 2 и 3 мес.

Температура испытания, °С	Прочность при сжатии, МПа, после старения в камере тропиков в течение, мес.			
	в исходном состоянии	1	2	3
–60	76,7	82,3	87,6	74,8
23±2	45,8	56,3	56,2	47,8
80	19,2	26,2	30,4	27

Исследование образцов сферопластика ВПЗ-25 при тепловлажностном климатическом старении за 1, 2 и 3 мес. осуществляли по ГОСТ 9.707–81. После необходимой выдержки получены значения прочности при сжатии (табл. 5).

Таблица 5

Прочность при сжатии образцов полимерного синтактного заполнителя-сферопластика холодного отверждения марки ВПЗ-25 после термовлажностного старения в течение 1, 2 и 3 мес.

Температура испытания, °С	Прочность при сжатии, МПа, после старения в течение, мес.			
	в исходном состоянии	1	2	3
–60	76,7	85,8	82,2	80,2
23±2	45,8	59,6	58,0	52,8
80	19,2	33,4	36,0	31,4

Результаты испытаний на определение прочности при растяжении и статическом изгибе в интервале температур от –60 до +120 °С представлены в табл. 6. Испытания проводили по ГОСТ 11262–2017 и ГОСТ 4648–2014 соответственно, устанавливающим методы определения свойств жестких и полужестких пластмасс.

Таблица 6

Прочность при растяжении и статическом изгибе образцов полимерного синтактного заполнителя-сферопластика холодного отверждения марки ВПЗ-25

Температура испытания, °С	Прочность, МПа	
	при растяжении	при изгибе
–60	12,0	30,2
23±2	14,0	25,0
80	5,2	9,3
100	1,9	4,7
120	1,5	2,7

Проведены испытания на теплофизические свойства, результаты представлены в табл. 7.

Таблица 7

Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), удельная теплоемкость и теплопроводность в диапазоне температур от –60 до +200 °С для образцов полимерного синтактного заполнителя-сферопластика холодного отверждения марки ВПЗ-25

Показатель	Стандарт испытания	Температура испытания T_i, °С	Значение показателя
Средний ТКЛР в диапазоне температур от 20 до T_i: $\alpha \cdot 10^6$, $К^{-1}$	ГОСТ 32618.2–2014	–60	28,1
		–20	30,0
		50	33,3
		100	42,5
		150	54,0
		200	59,3
Удельная теплоемкость c_p, Дж/(кг·К)	ГОСТ Р 56754–2015	–60	797
		–20	914
		20	1072
		50	1253
		100	1713
		150	1889
		175	1983
Теплопроводность λ, Вт/(м·К)	ГОСТ Р 57943–2017	–60	0,11
		–20	0,11
		20	0,13
		50	0,14
		100	0,14
		150	0,17
		175	0,18

Проведены испытания на горючесть сферопластика ВПЗ-25, полученные данные представлены в табл. 8.

Таблица 8

Горючесть образцов полимерного синтактного заполнителя-сферопластика холодного отверждения марки ВПЗ-25

Продолжительность экспозиции пламенем горелки, с	Продолжительность остаточного горения (тления), с	Длина обугливания, мм	Продолжительность горения капель, с	Классификация по ГОСТ Р 57924–2017
60	0	53	Нет	Трудносгораю-щий 60
Допустимые значения по АП-25 п. 25.853 (а)	Не более 15	Не более 152	Не более 3	–

Разработанный сферопластик относится к категории трудносгорающих материалов и соответствует требованиям АП-25 по дымообразованию, что позволяет рекомендовать сферопластик марки ВПЗ-25 к применению в интерьерах авиационной техники.

Результаты исследования получены при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (по соглашению от 27.02.2025 № 075-11-2025-013) в рамках реализации комплексных научно-технических программ и проектов полного инновационного цикла (катализаторы и композиты).

Заключения

В работе приведены исследования кинетических закономерностей реакции отверждения сферопластика ВПЗ-25. По результатам исследований установлено, что пик экзотермической реакции приходится на температуру ~100 °С. Поэтому использование для совместного формования с препрегами сферопластика холодного отверждения

возможно при соблюдении температурного режима. Показано, что ступенчатый режим отверждения при медленном увеличении температуры позволяет избежать протекания неконтролируемой экзотермической реакции.

По результатам климатических испытаний установлено, что сферопластик сохраняет свои физико-механические характеристики, а где-то даже происходит увеличение, что свидетельствует об эффекте пластификации полимерной матрицы за счет поглощенной воды и возможном доотверждении с течением времени. Поэтому возможно использование данного сферопластика в условиях повышенной влажности при разных температурах.

В результате испытаний на прочность при сжатии после термического старения в течение разных периодов также отмечено сохранение или увеличение физико-механических характерик и возможность использования данного сферопластика в разных условиях.

Разработанный сферопластик ВПЗ-25 относится к категории трудносгорающих материалов и соответствует требованиям АП-25 по дымообразованию, что позволяет рекомендовать его к применению в интерьерах авиационной техники.

Преимуществами сферопластика ВПЗ-25 являются: время отверждения при 23 °С – не более 24 ч, прочность при сжатии – не менее 40 МПа, плотность – не более 0,65 г/см^3, классификация по горючести – трудносгорающий, категория дымообразования – среднедымящий.

Полученные результаты соответствуют мировому уровню в области разработки и применения полимерных заполнителей в авиационной технике.

Список источников

1. Syntactic foam market forecast and company analysis report 2025–2030, featuring case studies of AIS, CMT, Europe and Trelleborg. URL: https://www. Valuespectrum.com/corporate_news/1299852-syntactic-foam-market-forecast-and-company-analysis-report-2025-2030-featuring-case-studies-of-ais-cm-Europe-and-relleborg (дата обращения: 15.08.2026)
2. Syntactic foam market report 2025–2030. URL: https://www.marketsandmarkets.com/Market-Report/syntactic-foam-market-49852579.html?utm_campaign=Linkedin/RamS/CHSF&utm_medium=RamS/CH/SF&utm_source=Linkedin (дата обращения: 15.08.2026).
3. Байков А.В. Упругие параметры синактовых композитов на основе полых стеклянных микросфер: дис. ... канд. техн. наук. М., 2023. 108 с.
4. Global polymer matrix syntactic foam market 2025 by manufacturers, regions, type and applicatoin, forecast 2031. URL: https://www.marketresearch.com/GlobalInfoResearch-v4117/Global-Polymer-Matrix-Syntactic-Foam-42607736/ (дата обращения: 16.08.2026).
5. Застрогина О.Б., Долматовский М.Г., Швец Н.И., Минаков В.Т., Барботько С.Л. Сферопласты холодного отверждения с пониженной горючестью и дымообразованием // Авиационные материалы и технологии. 2005. № 2. С. 55–61.
6. Современные проблемы науки и образования. URL: https://science-education.ru/article/view?id=6547 (дата обращения: 16.08.2026).
7. Anirudh S., Jayalakshmi C.G., Anand A. et al. Ismail.Epoxy/hollow glass microsphere syntactic foams for structural and functional application-A review // European Polymer Journal. 2022. Vol. 171. P. 111163. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2022.111163.
8. Galvagnini F., Fredi G., Dorigato A. et al. Mechanical Behaviour of Multifunctional Epoxy/Hollow Glass Microspheres/Paraffin Microcapsules Syntactic Foams for Thermal Management // Plumers. 2021. No. 13 (17). P. 2896. DOI: 10.3390/polym13172896.
9. Kaur M., Jayakumari L.S. Eco-friendly cardanol-based phenalkamine cured epoxy-cenosphere syntactic foams: Fabrication and characterisation // Journal of Applied Polymer Science. 2016. Vol. 133. P. 44189. DOI: 10.1002/app.44189.
10. Kaur M., Jayakumari L.S. Novel bio-based epoxidized cardanol/cenosphere syntactic foams // High Performance Polymers. 2016. Vol. 29 (7). P. 785–796. DOI: 10.1177/0954008316656923.
11. Капустянская М.А., Любимова А.С., Коваленко А.В., Сидельников Н.К., Ткачук А.И., Славин А.В. Разработка полимерного синтактного заполнителя холодного отверждения с улучшенными физико-механическими характеристиками // Труды ВИАМ. 2024. № 11 (141). С. 33–43. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 16.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-33-43.

12. Копылов А.В., Коваленко А.В., Сидельников Н.К., Курносов А.О., Славин А.В. Исследование характеристик полимерного заполнителя холодного отверждения ВПЗ-25 для заполнения сотовых панелей элементов авиационной техники // Труды ВИАМ. 2025. № 12 (154). С. 37–52. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 16.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-37-52.
13. Способ получения связующего для препрега (варианты), связующее для препрега (варианты), препрег и изделие: пат. 2420547C2 Рос. Федерация; заявл. 26.03.09; опубл. 10.06.11.
14. Эпоксидная композиция для стеклопластиков: пат. 2172328C2 Рос. Федерация; заявл. 06.08.99; опубл. 20.08.01.
15. Epoxy resin composition, prepreg, and fiber-reinforced composite material: pat. EP 2154171A1; appl. 12.05.08; publ. 04.05.16.
16. Quick cure carbon fiber reinforced epoxy resin: pat. US 7005185B2; appl. 27.11.02; publ. 28.02.06.
17. Epoxy resin composition for carbon-fiber-reinforced composite material, prepreg, integrated molding, fiber-reinforced composite sheet, and casing for electrical/electronic equipment: pat. US 2008166511A1; appl. 24.02.05; publ. 02.10.14.
18. Manufacturing method of fiber reinforced composite material molded article: pat. JP 4603978B2; appl. 28.11.03; publ. 23.03.06.
19. Matrix resin composition: pat. GB 2427196A; appl. 24.06.06; publ. 28.10.09.
20. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Старение полимерных композиционных материалов: учебное пособие. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. С. 18–21.
21. Любимова А.С., Ткачук А.И., Кузнецова П.А. Полимеры с памятью формы на основе эпоксидных смол // Труды ВИАМ. 2024. № 4 (134). С. 50–63. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 18.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-50-63.
22. Вахрушева Я.А., Ткачук А.И., Афанасьева Е.А., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Перспективное эпоксидное связующее марки ВСЭ-81 для входного контроля качества углеродного волокна // Труды ВИАМ. 2026. № 6 (160). С. 96–107. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 18.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-96-107.

References

1. *Syntactic foam market forecast and company analysis report 2025–2030, featuring case studies of AIS, CMT, Europe and Trelleborg*. Available at: https://www. Valuespectrum.com/corporate_news/1299852-syntactic-foam-market-forecast-and-company-analysis-report-2025-2030-featuring-case-studies-of-ais-cm-Europe-and-relleborg (accessed: August 15, 2026).
2. *Syntactic foam market report 2025–2030*. Available at: https://www.marketsandmarkets.com/Market-Report/syntactic-foam-market-49852579.html?utm_campaign=Linkedin/RamS/CHSF&utm_medium=RamS/CH/SF&utm_source=Linkedin (accessed: August 15, 2026).
3. Baykov A.V. *Elastic parameters of synact composites based on hollow glass microspheres*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 108 p.
4. *Global polymer matrix syntactic foam market 2025 by manufacturers, regions, type and applicatoin, forecast 2031*. Available at: https://www.marketresearch.com/GlobalInfoResearch-v4117/Global-Polymer-Matrix-Syntactic-Foam-42607736/ (accessed: August 16, 2026).
5. Zastrogina O.B., Dolmatovsky M.G., Shvets N.I., Minakov V.T., Barbotko S.L. Cold-curing spheroplasts with reduced flammability and smoke generation. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2005, no. 2, pp. 55–61.
6. *Modern problems of a scienceand educations*. Available at: https://science-education.ru/article/view?id=6547 (accessed: August 16, 2026).
7. Anirudh S., Jayalakshmi C.G., Anand A. et al. Ismail.Epoxy/hollow glass microsphere syntactic foams for structural and functional application-A review. *European Polymer Journal*, 2022, vol. 171, p. 111163. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2022.111163.
8. Galvagnini F., Fredi G., Dorigato A. et al. Mechanical Behaviour of Multifunctional Epoxy/Hollow Glass Microspheres/Paraffin Microcapsules Syntactic Foams for Thermal Management. *Plumers*, 2021, no. 13 (17), p. 2896. DOI: 10.3390/polym13172896.
9. Kaur M., Jayakumari L.S. Eco-friendly cardanol-based phenalkamine cured epoxy-cenosphere syntactic foams: Fabrication and characterisation. *Journal of Applied Polymer Science*, 2016, vol. 133, p. 44189. DOI: 10.1002/app.44189.

10. Kaur M., Jayakumari L.S. Novel bio-based epoxidized cardanol/cenosphere syntactic foams. *High Performance Polymers*, 2016, vol. 29 (7), pp. 785–796. DOI: 10.1177/0954008316656923.
11. Kapustianskaia M.A., Lyubimova A.S., Kovalenko A.V., Sidelnikov N.K., Tkachuk A.I., Slavin A.V. Development of a cold-curing polymer syntatic filler with enhanced physico-mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), pp. 33–43. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: August 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-33-43.
12. Kopylov A.V., Kovalenko A.V., Sidelnikov N.K., Kurnosov A.O., Slavin A.V. Studying the characteristics of VPZ-25 cold-curing polymer filler and developing a technology for filling honeycomb panels for aircraft components. *Trudy VIAM*, 2025, no. 12 (154), pp. 37–52. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: August 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-37-52.
13. *Method for producing a binder for a prepreg (variants), binder for a prepreg (variants), prepreg, and article*: pat. 2420547C2 Rus. Federation; appl. 26.03.09; publ. 10.06.11.
14. *Epoxy composition for fiberglass-reinforced plastics*: pat. 2172328C2 Rus. Federation; appl. 06.08.99; publ. 20.08.01.
15. *Epoxy resin composition, prepreg, and fiber-reinforced composite material*: pat. EP 2154171A1; appl. 12.05.08; publ. 04.05.16.
16. *Quick cure carbon fiber reinforced epoxy resin*: pat. US 7005185B2; appl. 27.11.02; publ. 28.02.06.
17. *Epoxy resin composition for carbon-fiber-reinforced composite material, prepreg, integrated molding, fiber-reinforced composite sheet, and casing for electrical/electronic equipment*: pat. US 2008166511A1; appl. 24.02.05; publ. 02.10.14.
18. *Manufacturing method of fiber reinforced composite material molded article*: pat. JP 4603978B2; appl. 28.11.03; publ. 23.03.06.
19. *Matrix resin composition*: pat. GB 2427196A; appl. 24.06.06; publ. 28.10.09.
20. Kablov E.N., Startsev V.O., Laptev A.B. *Aging of Polymer Composite Materials*: A Textbook. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, pp. 18–21.
21. Lyubimova A.S., Tkachuk A.I., Kuznetsova P.A. Shape memory epoxy polymers. *Trudy VIAM*, 2024, no. 4 (134), pp. 50–63. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: August 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-50-63.
22. Vakhrusheva Ya.A., Tkachuk A.I., Afanaseva E.A., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Perspective epoxy resin system VSE-81 for incoming quality inspection of carbon fiber. *Trudy VIAM*, 2026, no. 6 (160), pp. 96–107. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: August 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-96-107.

Информация об авторах

Шафиев Даниил Наильевич, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Ткачук Анатолий Иванович, начальник лаборатории, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Суворова Елизавета Сергеевна, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Эльдяева Галина Борисовна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Коваленко Антон Владимирович, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сидельников Николай Константинович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Daniil N. Shafiev, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anatoly I. Tkachuk, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Elizaveta S. Suvorova, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Galina B. Eldyaeva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Anton V. Kovalenko, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Nikolay K. Sidelnikov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 11.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.09.2026.
The article was submitted 11.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.09.2026.

Научная статья

УДК 666.3
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-110-124

ОБЗОР КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ ПОЛИМЕРОВ (PDC)*
Часть 3. Микроструктура и применение

Н.М. Паращенко[1], М.С. Кожухаров[1]

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

Аннотация. *Статья посвящена исследованию микроструктуры и применению керамических материалов, получаемых из полимерных прекурсоров (Polymer-Derived Ceramics (PDC)). Рассмотрены методы анализа микроструктуры, включая спектроскопические и микроскопические подходы, а также ключевые аспекты ее эволюции при высокотемпературной обработке. Особое внимание уделено влиянию нанодоменов и свободного углерода на формирование свойств PDC-материалов. Обсуждены перспективные области применения таких материалов, включая композиты, покрытия, микроэлектронику и энергетику.*

Ключевые слова: *PDC-материал, микроструктура, нанодомены, функциональные свойства, свободный углерод, пиролиз*

Для цитирования: Паращенко Н.М., Кожухаров М.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 3. Микроструктура и применение // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 110–124. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-110-124.

Scientific article

REVIEW OF POLYMER-DERIVED CERAMICS (PDC)
Part 3. Microstructure and applications

N.M. Parashchenko[1], M.S. Kozhukharov[1]

[1]Federal 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 focuses on the study of the microstructure and applications of polymer-derived ceramic (PDC) materials. It examines microstructure analysis techniques, including spectroscopic and microscopic approaches, along with key aspects of the evolution of of the microsructure during high-temperature processing. Special attention is given to the role of nanodomains and free carbon in shaping PDC properties. Promising application areas for such materials are discussed, including composites, coatings, microelectronics, and energy technologies.*

Keywords: *PDC material, microstructure, nanodomains, functional properties, free carbon, pyrolysis*

For citation: Parashchenko N.M., Kozhukharov M.S. Review of polymer-derived ceramics (PDC). Part 3. Microstructure and applications. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 110–124. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-110-124.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 8 (150), 2025; часть 2 – см. «Труды ВИАМ», № 4 (158), 2026.

Введение

Керамика на основе полимерных прекурсоров (Polymer-Derived Ceramics (PDC)) – актуальное направление в современном материаловедении, так как позволяет объединить технологические параметры полимеров и керамических материалов. Главная особенность PDC-материалов – возможность управления составом и микроструктурой на молекулярном уровне за счет контролируемого пиролиза, что выгодно отличает их от традиционной керамики, получаемой классическими методами.

В современной научно-технической литературе подчеркиваются уникальные характеристики PDC-материалов, среди которых термостабильность, стойкость к окислению и механическая прочность, напрямую связанные с их структурой на наноуровне [1–5]. Особое внимание исследователей привлекает поведение этих материалов в условиях высоких температур: именно в этом случае становится очевидной функция нанодоменов и свободной углеродной фазы, препятствующих кристаллизации и способствующих сохранению аморфного строения.

Технология получения PDC-материалов привлекательна, прежде всего, тем, что позволяет применять классические методы переработки полимеров (литье, экструзия) для формования изделий со сложной геометрической формой. Этот подход особенно востребован в областях, где сложная форма детали должна сочетаться с термостойкостью и высокими функциональными характеристиками – в аэрокосмической отрасли, энергетике и микроэлектронике.

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

Анализ микроструктуры керамических материалов из полимеров

Полимерно-керамические системы относятся к классу сложных материалов, в которых при термическом воздействии (>1000 °C) наблюдаются выраженные изменения на микроструктурном уровне. Основные свойства, такие как термостойкость, устойчивость к кристаллизации и термическому разложению, в значительной степени зависят от организации аморфной фазы (рис. 1). Одной из наиболее примечательных особенностей этих материалов является наличие в микроструктуре нанодоменов, специфическая природа которых предположительно служит фундаментальным фактором, определяющим их высокую термическую стабильность и устойчивость к кристаллизации даже в условиях экстремальных температур [6, 7].

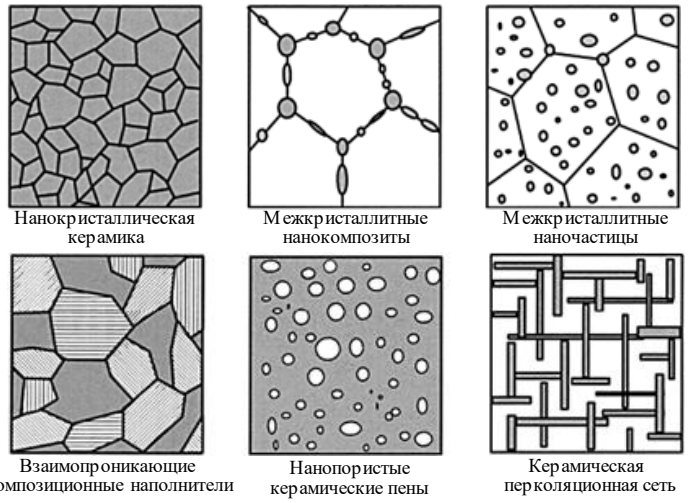


Рис. 1. Возможные микроструктуры PDC-материалов

Такие материалы способны сохранять аморфную структуру в интервале температур 1000–1800 °C. При повышении температуры запускается процесс девитрификации (раскристаллизации) аморфной сетки, приводящий к локальной кристаллизации различных фаз, вызывающей фазовое разделение, что создает условия для зарождения и роста нанокристаллов.

Можно выделить несколько этапов микроструктурной трансформации PDC-материалов при переходе от аморфного к частично кристаллическому состоянию:

– фазовое разделение в процессе обжига;
– выделение и графитизация свободной углеродной фазы;
– локальное образование нанокристаллов.

Микроструктуру керамических материалов исследуют различными способами, которые можно разделить на две принципиальные категории. Одни методы, такие как ядерный магнитный резонанс (ЯМР), дифракция рентгеновских лучей, высокоэнергетическая рентгеновская дифракция, малоугловое рентгеновское и нейтронное рассеяние, инфракрасная спектроскопия с преобразованием Фурье и рамановская спектроскопия, предоставляют усредненные данные для всего объема образца. Другие методы, в том числе просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия, спектроскопия характеристических потерь энергии электронов и энергофильтрующая просвечивающая электронная микроскопия, позволяют детально изучить локальные особенности структуры на наноуровне. За формирование наноструктурной керамики из полимерного состояния в основном отвечает несвязанный с кремнием свободный углерод, анализ которого имеет первостепенное значение.

Рамановская спектроскопия

Рамановская спектроскопия позволяет подтвердить наличие графеновых слоев углерода. Локальные неоднородности состава или распределения фаз обычно проявляются на наноуровне, тогда как разрешение рамановской спектроскопии достигает нескольких микрометров, что ведет к усреднению сигнала по исследуемому объему [8–10].

Как видно на рис. 2, основные характеристики свободного углерода в спектрах комбинационного рассеяния PDC-материалов включают полосу *D*, возникающую вследствие разупорядочивания (1350 и 1620 см$^{-1}$), полосу *G* (~1582 см$^{-1}$), обусловленную растяжением связей sp^2-углерода, а также *G′*-полосу (обертон *D*-полосы, наблюдаемый в бездефектных образцах при 2700 см$^{-1}$). В спектре углерода также присутствует рамановская аномалия при 2950 см$^{-1}$, связанная с комбинированной *модой D + G* и вызванная разупорядочиванием [11].

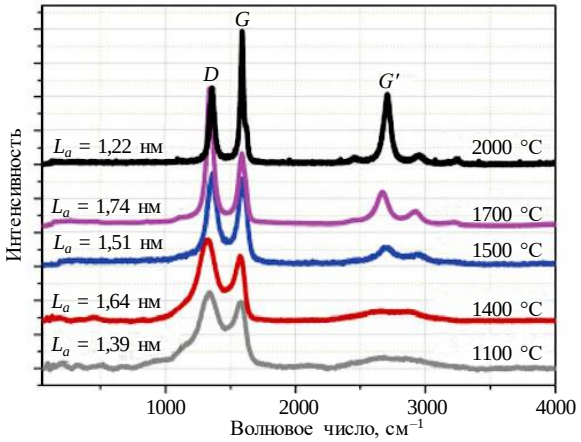


Рис. 2. Пример эволюции углеродной фазы при термической обработке богатой углеродом SiCN-керамики [11]: L_a – средний размер углеродных кластеров

Авторы работы [12] представили количественный метод для определения уровня свободного углерода в SiCN-керамике, опираясь на рамановскую спектроскопию (рис. 3). Показано, что объемное соотношение Si и SiCN (V_{Si}/V_{SiCN}) линейно коррелирует с нормированным соотношением интенсивностей спектральных линий Si и C ($I_{Si}/I_C \cdot K$). Крутизна полученной кривой отражает концентрацию углерода в SiCN-керамике. В рамках данного эксперимента средний размер углеродных кластеров, обозначенный как L_a, установлен на уровне 2,4±0,2 нм.

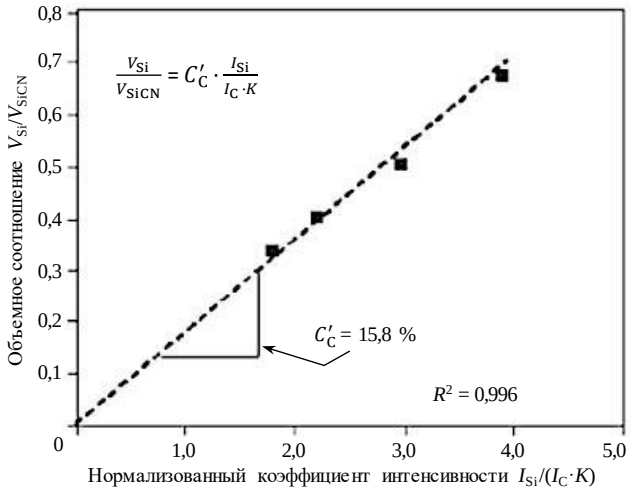


Рис. 3. Зависимость объемного соотношения Si и SiCN от нормированного коэффициента интенсивности рамановского спектра 12]: V_{Si}, V_{SiCN} – объемная доля фаз Si и SiCN соответственно; I_{Si}, I_C – интенсивность рамановской линии Si и C; K – калибровочный коэффициент; C'_C – калибровочный коэффициент соотношения

Твердотельная ЯМР-спектроскопия

В работах, посвященных полисилазанам и полисилилкарбодиимидам, на основе данных по изотопу ^{29}Si, полученных методом твердотельной ЯМР-спектроскопии, показано, что в зависимости от типа прекурсора микроструктура аморфной керамики SiCN существенно меняется. Так, в полисилазанах наблюдается однофазная аморфная структура SiC_xN_y (где $x + y = 4$), а полисилилкарбодиимиды представляют собой двухфазную аморфную систему, состоящую в основном из углеродных и аморфных кластеров Si_3N_4 [13].

Применение полисилилкарбодиимидов в качестве прекурсоров для SiCN-керамики способствует формированию аморфных структур, которые, в свою очередь, ингибируют образование термодинамически устойчивых кристаллических фаз, таких как Si_3N_4 и SiC. Так, аморфные фазы SiCN, полученные из полисилилкарбодиимидов, начинают трансформироваться в кристаллический карбид кремния при температуре ~1600 °C. Кристаллизация аналогичных материалов с идентичным соотношением C/Si, но синтезированных из силазанов, происходит при температуре на 50–100 °C меньше [14].

На рис. 4 представлены типичные микроструктуры нанодоменов. Термическое разложение высокоуглеродистых полисилилкарбодиимидов [11] при 1100 °C приводит к образованию SiCN-керамики, включающей три аморфные фазы: Si_3N_4, углерод и дисперсные домены SiC [7, 15].

Данные, полученные с помощью твердотельной ЯМР-спектроскопии для SiBCN-керамики, указывают на то, что окружение атомов бора находится в прямой зависимости от соотношения содержания Si и B, а также от используемого предкерамического полимера. Подтверждением миграции атомов азота от кремниевых участков

к атомам бора в процессе перехода полимера в керамическое состояние служит появление структурных единиц NB_3. Образование фрагментов CNX (где X может быть кремнием или бором) и распределение участков SiN_xC_{4-x} (где x = 1–4) происходят в результате депротонирования азотсодержащих участков. Это приводит к достижению равномерного распределения атомов бора в фазе SiBCN, что, в свою очередь, обеспечивает высокую термическую стабильность [16].

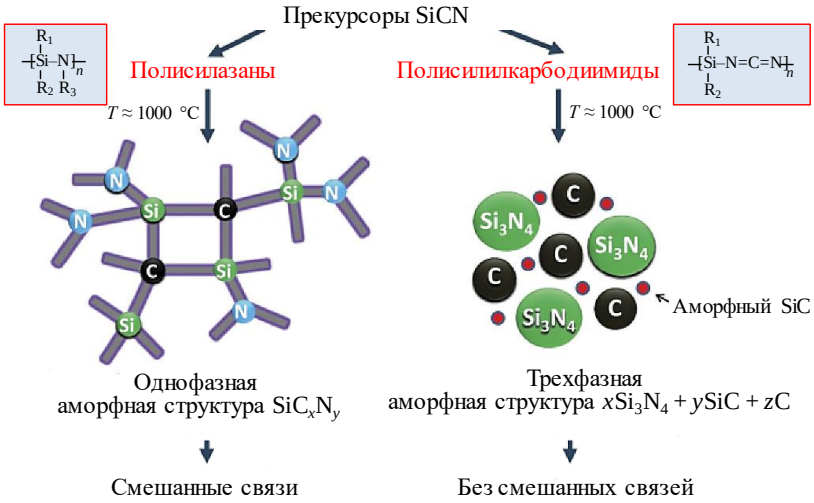


Рис. 4. Микроструктура аморфной керамики SiCN, полученной из полисилазанов и полисилилкарбодиимидов [17]

Дифракция рентгеновских лучей

С помощью уточнения рентгенограмм по методу Ритвельда и аппроксимации формы частиц можно установить размеры кластеров α- и β-SiC, SiO_2 и Si_3N_4. Предел обнаружения кластеров данным методом составляет 1–2 % (объемн.) и не позволяет выявить первые нанокристаллы.

Однако исследования методом дифракции рентгеновских лучей позволяют определить два основных параметра углеродной фазы – плоскостной размер (L_a) и толщину кристаллитов (L_c), а также оценить степень упаковки (стэкинга) для различных типов углеродных фаз [18].

Просвечивающая электронная микроскопия

Изучение трансформаций микроструктуры в керамических материалах на основе SiCO и SiCN активно ведется на протяжении многих лет [19–23]. Анализ изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, не выявил существенных различий между образцами, синтезированными из одного и того же исходного соединения. Дифракция электронов демонстрирует изменения в ближнем порядке, зависящие от состава и температуры термообработки (рис. 5) [24]. В большинстве PDC-систем наблюдается избыток углерода, который при низких температурах равномерно распределен в матрице твердого раствора. Однако при температурах >1000 °C углерод трансформируется, образуя структурные единицы или области с повышенным содержанием турбостратного графита [25, 26].

После обжига SiCO-керамики при 1000 и 1200 °C распределение атомов остается однородным, но при повышении температуры до 1450 °C однородность углерода нарушается на наноуровне (рис. 6). Наноструктурную организацию SiCO-керамики с высоким содержанием углерода можно описать как перколяционную сеть с доменами SiO_2 и локально образованным карбидом кремния.

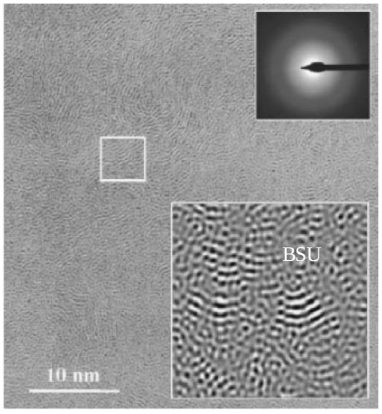


Рис. 5. SiCO-керамика, подвергнутая пиролизу при температуре 1200 °С. На изображении, полученном методом просвечивающей электронной микроскопии, наблюдаются базовые структурные единицы (Basic Structural Unit (BSU)), равномерно распределенные в аморфной матрице [24]

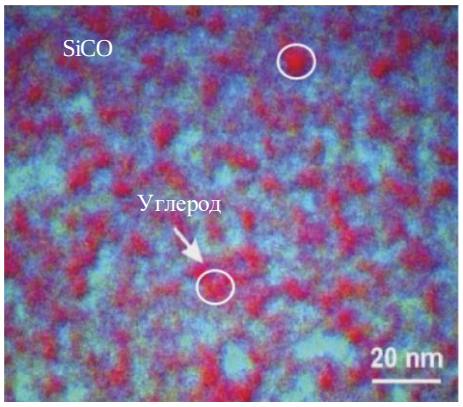


Рис. 6. Изображение, полученное методом энергофильтрующей просвечивающей электронной микроскопии, для обогащенной углеродом SiCO-керамики, подвергнутой пиролизу при температуре 1450 °С [25]

Методы малоуглового рентгеновского и нейтронного рассеяния

В 2005 г. авторы работы [27] с помощью комбинации методов дифракции Брэгга, малоуглового рентгеновского рассеяния и просвечивающей электронной микроскопии охарактеризовали нанодомены и нанокристаллы в системах SiCN и SiCN–ZrO_2, а год спустя предложили простую, но эффективную для прогнозирования размеров доменов в оксикарбидах кремния геометрическую модель.

Впоследствии установлено, что аморфная керамика SiCO может быть протравлена фтороводородной кислотой, в результате чего образуются поры со средним диаметром ~3 нм.

Проведен анализ высокоуглеродистых керамических материалов SiCN с использованием метода малоуглового рентгеновского рассеяния, в частности полученных из полиметилфенилсилилкарбодиимида, который позволил разработать детальную модель температурной эволюции нанодоменов, состоящих из свободного углерода, карбида и нитрида кремния. Результаты показали, что избыток углерода в составе SiCN-керамики оказывает определяющее влияние на формирование нанодоменной структуры, что подчеркивает важность углерода как ключевого компонента в процессах формирования свойств керамических материалов.

Теоретическое моделирование

В работе [28] проведен анализ экспериментальных данных, полученных с помощью малоуглового нейтронного и рентгеновского рассеяния, с применением метода Монте-Карло. Исследование [29] посвящено классическому моделированию молекулярной динамики с использованием эмпирического потенциала Терсоффа. Автор работы [30] осуществил *ab initio* квантовое моделирование, опираясь на теорию функционала плотности и принимая во внимание жесткое связывание.

Кроме того, авторы работы [31] провели классическое моделирование SiCN-керамики на основе молекулярной динамики с помощью потенциала Терсоффа на наноуровне.

В 2004 г. опубликованы результаты важных исследований аморфных керамик. Авторы работы [32] предложили термодинамическую модель, объясняющую повышенную

кристаллизационную устойчивость аморфной SiCN-керамики. Одновременно автор работ [33, 34] представил алгоритм для генерации случайных сетевых структур с заданным химическим порядком, который использован для моделирования полимерных керамик методом молекулярной динамики *ab initio*. Цель моделирования – изучение влияния энтропии на сегрегацию и кристаллизацию, а также на поведение свободного углерода при термическом разложении.

Области применения PDC-материалов

Благодаря различным методам переработки и свойствам PDC-материалы нашли применение в различных сферах: транспорте, оборонной промышленности, энергетике, микро- и наноэлектромеханических системах.

Волокна

Керамические волокна – первое и наиболее успешное коммерческое применение предкерамических полимеров, что открыло новые возможности для разработки компонентов для композиционных материалов. Со временем содержание кислорода в таких волокнах удалось снизить с 15 до <0,5 % (по массе) и, соответственно, повысить их термостабильность при сохранении высоких механических характеристик: прочность при разрыве составляет 2,6–3,3 ГПа [34].

Наряду с другими инновациями представлены BN-волокна [35]. Кроме того, созданы SiCN-волокна, содержащие многостенные углеродные нанотрубки. Применение всего 1 % таких нанотрубок позволяет существенно улучшить прочностные характеристики: прочность при разрыве непиролизованных волокон возрастает на 100 %, а пиролизованных – на 50 % [36].

В процессе термообработки поликарбосилана с добавкой алкоксидов титана на воздухе формируется поверхностный слой из нанокристаллов анатаза с высокой фотокаталитической активностью, способствующих быстрому разложению органических соединений и колиформных бактерий под действием ультрафиолетового излучения, что зачастую применяется в процессах очистки воды.

Керамоматричные композиционные материалы

Широкое применение в производстве композитов нашли предкерамические полимеры, которые нередко используются в тандеме с керамическими порошковыми наполнителями. По сравнению с такими технологиями, как химическая инфильтрация из газовой фазы или инфильтрация расплавом, такой подход обладает рядом преимуществ: простота применяемого оборудования; низкие температуры обработки, что снижает риск повреждения изделия; сокращение продолжительности цикла; возможность изготовления деталей со сложной геометрической формой [37].

Дополнительным направлением применения таких материалов стало создание элементов высокоэффективных тормозных систем для различного вида транспорта. Масса тормозных роторов из поликарбосилана с карбидом кремния в качестве наполнителя и армирующими углеродными волокнами на 60–70 % меньше по сравнению с аналогами при сохранении высокого уровня трения и малого износа.

Высокопористые изделия

Предкерамические полимеры можно модифицировать для получения структуры с заданным размером пор, поэтому они используются для создания высокопористых (>70 % (объемн.)) керамических изделий [38, 39].

Травление с использованием фтороводородной кислоты для SiCO-керамики или газообразного хлора для SiC- и SiCN-керамики позволяет создавать углеродные материалы с большой удельной поверхностью, многочисленными микро- и мезопорами [40]. Пористая керамика на основе предкерамических полимеров применяется при изготовлении теплозащиты, для адсорбции и разделения газов.

Покрытия

Другой интересной областью применения предкерамических полимеров являются защитные покрытия с особыми свойствами.

Введение модифицирующих агентов в состав материалов позволяет контролировать их эксплуатационные характеристики и формировать бездефектный слой увеличенной толщины. Применение умеренных температурных режимов обработки (до 800 °C) снижает риск деградации подложки.

Разработка методов защиты металлических поверхностей от окисления, износа и коррозии представляет значительный научный интерес. Улучшение адгезии к металлу может быть достигнуто за счет реакций на границе раздела в процессе нанесения покрытий. Примером могут служить покрытия для оптоэлектроники с кремниевыми или углеродными кластерами, демонстрирующие повышенную адгезию [41].

Предкерамические полимеры также успешно применяются в качестве связующих для композитов с керамической матрицей. В данном случае наполнители обеспечивают функциональные свойства [42].

Микрокомпоненты

Формование объемных керамических микрокомпонентов как в спеченном, так и в непиролизованном состоянии порошковыми методами обычно не позволяет получить элементы размером <0,1 мм, в то время как при использовании предкерамических полимеров в сочетании с различными литографическими методами достигается разрешение <1 мкм.

Выдающиеся термомеханические, антиокислительные и антикоррозионные свойства позволяют применять керамические микро- и наноэлектромеханические системы в условиях экстремальных температур и в присутствии окислителей, в частности в качестве компонентов электрического нагрева, включая микрозажигалки и свечи накаливания, микродетали и исполнительные механизмы [43].

Другие области применения

Благодаря наличию углерода, способного выступать в качестве проводника для перколяции лития и электронов, карбонитрид кремния является перспективным материалом для анодных компонентов литиевых батарей. Таким образом, SiCN-керамика может одновременно выполнять функции связующего для графита и проводящей добавки [44].

В рамках проекта NOAX (Non-Oxide Adhesive, eXperimental), реализованного консорциумом, в состав которого вошли компании Alliant Techsystems, NASA JSC, GRC, MSFC, LRC и Materials Research and Design, исследована возможность применения предкерамической полимерной композиции. Эта композиция предназначена для последующего превращения в керамику непосредственно в условиях эксплуатации, что позволяет эффективно ремонтировать мелкие дефекты, такие как трещины и выбоины, в армированных углерод-углеродных композитах. Особое внимание уделено их применению на таких критически важных участках, как передняя кромка крыла и носовой обтекатель космического корабля Space Shuttle [42]. Ключевым преимуществом является

возможность проведения ремонтных работ в условиях открытого космоса. Космонавты могут наносить разработанную композицию на поврежденную поверхность во время выхода в космос, после чего она подвергается первичному отверждению. При возвращении космического аппарата материал проходит финальную керамизацию в земной атмосфере при температуре ~1650 °C, демонстрируя высокую стабильность без усадки и образования трещин. Успешное применение предкерамической полимерной композиции для устранения смоделированных повреждений в условиях открытого космоса подтверждено в ходе миссии STS-121.

Силиконовые смолы также испытаны в качестве связующих для тормозных колодок с целью замены традиционных фенольных смол. Керамические тормозные диски работают при значительно более высоких температурах по сравнению с классическими дисками из серого чугуна и отличаются повышенными коэффициентами трения, однако требуют специализированных тормозных колодок, способных выдерживать высокие нагрузки и температуры, возникающие в зоне фрикционного контакта. Колодки на основе полисилоксановых смол имеют высокие фрикционные характеристики.

Оксикарбид кремния в сочетании с различными наполнителями также используется как матричный материал для нагревательных элементов, работающих при температурах до 1300 °C, в частности для свечей накаливания дизельных двигателей [44]. В исследовании [45] предложен способ получения бездефектных объемных изделий на основе жидкого силазанового прекурсора в жертвенных полимерных каркасах, что позволяет наладить производство керамических заготовок для космических зеркал.

Заключения

Анализ научно-технической литературы показывает, что получение PDC-материалов является перспективным направлением современного материаловедения. Их уникальные свойства определяются особенностями микроструктуры, которая формируется в ходе контролируемого пиролиза. Наличие нанодоменов и свободной углеродной фазы обеспечивает высокую термическую стабильность и устойчивость к кристаллизации в условиях повышенных температур.

Основным преимуществом PDC-технологии выступает возможность сочетать методы переработки полимеров с высокими эксплуатационными характеристиками керамики. Это открывает новые перспективы для изготовления изделий сложной геометрической формы, которые трудно или невозможно получить традиционными методами. Особенно важно, что состав и свойства материалов можно точно регулировать на молекулярном уровне за счет модификации прекурсоров и выбора режимов пиролиза.

Дальнейшее развитие PDC-материалов связано с более глубоким изучением механизмов структурных превращений, созданием новых типов предкерамических полимеров и оптимизацией технологических режимов обработки. Особый интерес вызывает разработка многофункциональных материалов, в которых высокая термостойкость сочетается с заданными электрическими, магнитными или оптическими свойствами.

Широкий круг потенциальных областей применения – от аэрокосмической отрасли до энергетики и микроэлектроники – подтверждает значимость данного направления. Дальнейшие исследования в этой области будут способствовать как углублению фундаментальных представлений о процессах структурообразования в керамических материалах, так и созданию новых высокоэффективных материалов для ответственных применений. При этом особое внимание следует уделять внедрению зеленых технологий, а также вопросам утилизации и экологической безопасности [46, 47].

Список источников

1. Кузнецов Б.Ю., Сорокин О.Ю., Ваганова М.Л., Осин И.В. Синтез модельных высокотемпературных керамических матриц методом искрового плазменного спекания и изучение их свойств для получения композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
2. Дейнега Г.И., Кузьмина И.Г., Битюцкая О.Н., Нарский А.Р. Пенокерамические фильтры на основе отечественных огнеупорных материалов. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2024. № 2 (132). С. 13–22. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-13-22.
3. Варрик Н.М., Максимов В.Г., Юдин А.В., Бабашов В.Г. О критериях пригодности керамических изделий для изготовления оснастки непрерывной разливки алюминия // Труды ВИАМ. 2024. № 2 (132). С. 49–56. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-49-56.
4. Паращенко Н.М., Тупиков А.С., Лыженков З.А., Головко Д.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 1. Предкерамические полимеры и производство PDC-материалов // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 134–151. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 15.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151.
5. Паращенко Н.М., Тупиков А.С. Обзор керамических материалов, получаемых из полимеров (PDC). Часть 2. Свойства керамики и влияние наполнителей на них // Труды ВИАМ. 2026. № 4 (158). С. 104–120. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 15.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-104-120.
6. Riedel R., Passing G., Schönfelder H., Brook R.J. Synthesis of dense silicon-based ceramics at low temperatures // Nature. 1992. Vol. 355. No. 6362. P. 714–717. DOI: 10.1038/355714a0.
7. Mera G., Tamayo A., Nguyen H. et al. Nanodomain Structure of Carbon-Rich Silicon Carbonitride Polymer-Derived Ceramics // Journal of the American Ceramic Society. 2010. Vol. 93. No. 4. P. 1169–1175.
8. Saha A., Raj R., Williamson D.L., Kleebe H.J. Characterization of Nanodomains in Polymer-Derived SiCN Ceramics Employing Multiple Techniques // Journal of the American Ceramic Society. 2005. Vol. 88. No. 1. P. 232–234. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2004.00034.x.
9. Ferrari A.C. Raman spectroscopy of graphene and graphite: Disorder, electron-phonon coupling, doping and nonadiabatic effects // Solid State Communications. 2007. Vol. 143. No. 1–2. P. 47–57. DOI: 10.1016/j.ssc.2007.03.052.
10. Cançado L.G., Takai K., Enoki T. et al. General equation for the determination of the crystallite size La of nanographite by Raman spectroscopy // Applied Physics Letters. 2006. Vol. 88. No. 16. P. 163106. DOI: 10.1063/1.2196057.
11. Mera G., Riedel R., Poli F., Müller K. Carbon-rich SiCN ceramics derived from phenyl-containing poly(silylcarbodiimides) // Journal of the European Ceramic Society. 2009. Vol. 29. No. 13. P. 2873–2883. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.03.026.
12. Jiang T., Wang Y., Wang Y. et al. Quantitative Raman Analysis of Free Carbon in Polymer-Derived Ceramics // Journal of the American Ceramic Society. 2009. Vol. 92. No. 10. P. 2455–2458. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03233.x.
13. Riedel R., Mera G., Hauser R., Klonczynski A. Silicon-Based Polymer-Derived Ceramics: Synthesis Properties and Applications – A Review: Dedicated to Prof. Dr. Fritz Aldinger on the occasion of his 65th birthday // Nippon Seramikkusu Kyokai gakujutsu ronbunshi. 2006. Vol. 114. No. 1330. P. 425–444. DOI: 10.2109/jcersj.114.425.
14. Iwamoto Y., Völger W., Kroke E. et al. Crystallization Behavior of Amorphous Silicon Carbonitride Ceramics Derived from Organometallic Precursors // Journal of the American Ceramic Society. 2001. Vol. 84. No. 10. P. 2170–2178. DOI: 10.1111/J.1151-2916.2001.TB00983.X.
15. Michelle Morcos R., Mera G., Navrotsky A. et al. Enthalpy of Formation of Carbon-Rich Polymer-Derived Amorphous SiCN Ceramics // Journal of the American Ceramic Society. 2008. Vol. 91. No. 10. P. 3349–3354. DOI: 10.1016/J.JEURCERAMSOC.2021.01.042.
16. Gervais C., Babonneau F., Ruwisch L. et al. Solid-state NMR investigations of the polymer route to SiBCN ceramics // Canadian Journal of Chemistry. 2003. Vol. 81. No. 11. P. 1359–1369. DOI: 10.1139/v03-167.

17. Colombo P., Mera G., Riedel R., Sorarù G.D. Polymer-Derived Ceramics: 40 Years of Research and Innovation in Advanced Ceramics // Journal of the American Ceramic Society. 2010. Vol. 93. No. 7. P. 1805–1837. DOI: 10.1002/9783527631940.ch57.
18. Dasgupta K., Sathiyamoorthy D. Disordered carbon – its preparation, structure, and characterisation // Materials Science and Technology. 2003. Vol. 19. No. 8. P. 995–1002. DOI: 10.1179/026708303225004693.
19. Wan J., Gasch M.J., Mukherjee A.K. Silicon Nitride–Silicon Carbide Nancocomposites Fabricated by Electric-Field-Assisted Sintering // Journal of the American Ceramic Society. 2003. Vol. 86. No. 3. P. 526–528. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2003.tb03335.x.
20. Riedel R., Kienzle A., Dressler W. et al. A silicoboron carbonitride ceramic stable to 2,000°C // Nature. 1996. Vol. 382. No. 6594. P. 796–798. DOI: 10.1038/382796a0.
21. Riedel R., Kleebe H.-J., Schönfelder H., Aldinger F. A covalent micro/nano-composite resistant to high-temperature oxidation // Nature. 1995. Vol. 374. No. 6522. P. 526–528. DOI: 10.1038/374526a0.
22. Rouxel T., Soraru G., Vicens J. Creep Viscosity and Stress Relaxation of Gel-Derived Silicon Oxycarbide Glasses // Journal of the American Ceramic Society. 2001. Vol. 84. No. 5. P. 1052–1058. DOI: 10.1111/J.1151-2916.2001.TB00789.X.
23. Raj R., An L., Shah S. et al. Oxidation Kinetics of an Amorphous Silicon Carbonitride Ceramic // Journal of the American Ceramic Society. 2001. Vol. 84. No. 8. P. 1803–1810. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00918.x.
24. Störmer H., Kleebe H.-J., Ziegler G. Metastable SiCN glass matrices studied by energy-filtered electron diffraction pattern analysis // Journal of Non-Crystalline Solids. 2007. Vol. 353. No. 30–31. P. 2867–2877. DOI: 10.1016/J.JEURCERAMSOC.2009.03.026.
25. Kroke E., Li Y.-L., Konetschny C. et al. Silazane derived ceramics and related materials // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2000. Vol. 26. No. 4–6. P. 97–199. DOI: 10.1016/S0927-796X(00)00008-5.
26. Kleebe H.-J., Gregori G., Babonneau F. et al. Evolution of C-rich SiOC ceramics: Part I. Characterization by integral spectroscopic techniques: Solid-state NMR and Raman spectroscopy // International Journal of Materials Research. 2022. Vol. 97: Evolution of C-rich SiOC ceramics. No. 6. P. 699–709. DOI: 10.3139/ijmr-2006-0115.
27. Saha A., Raj R., Williamson D.L. A Model for the Nanodomains in Polymer-Derived SiCO // Journal of the American Ceramic Society. 2006. Vol. 89. No. 7. P. 2188–2195. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2006.00920.x.
28. Dürr J., Lamparter P., Bill J. et al. An X-ray and neutron scattering investigation of precursor derived $Si_{24}C_{43}N_{33}$ ceramics // Journal of Non-Crystalline Solids. 1998. Vol. 232–234. P. 155–161.
29. Matsunaga K., Iwamoto Y., Fisher C.A.J., Matsubara H. Molecular Dynamics Study of Atomic Structures in Amorphous Si–C–N Ceramics // Journal of the Ceramic Society of Japan. 1999. Vol. 107. No. 1251. P. 1025–1031. DOI: 10.2109/JCERSJ.107.1025.
30. Amkreutz M. On the Existence of Voids Within Precursor-derived Amorphous Si–C–N Ceramics // Soft Materials. 2007. Vol. 4. No. 2–4. P. 187–205. DOI: 10.1080/15394450701310046.
31. Resta N., Kohler C., Trebin H. Molecular Dynamics Simulations of Amorphous Si–C–N Ceramics: Composition Dependence of the Atomic Structure // Journal of the American Ceramic Society. 2003. Vol. 86: Molecular Dynamics Simulations of Amorphous Si–C–N Ceramics. No. 8. P. 1409–1414. DOI: 10.1016/J.JNONCRYSOL.2016.05.024.
32. Golczewski J.A., Aldinger F. Thermodynamic modeling of amorphous Si–C–N ceramics derived from polymer precursors // Journal of Non-Crystalline Solids. 2004. Vol. 347. No. 1–3. P. 204–210. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2004.08.241.
33. Kroll P. Modelling polymer-derived ceramics // Journal of the European Ceramic Society. 2005. Vol. 25. No. 2–3. P. 163–174.
34. Kroll P. Modeling the «free carbon» phase in amorphous silicon oxycarbide // Journal of Non-Crystalline Solids. 2005. Vol. 351. No. 12–13. P. 1121–1126. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2005.01.010.

35. Krenkel W. Ceramic matrix composites: fiber reinforced ceramics and their applications. Weinheim: Wiley-VCH, 2008. 418 p. DOI: 10.1002/9783527622412.
36. Cornu D., Bernard S., Duperrier S. et al. Alkylaminoborazine-based precursors for the preparation of boron nitride fibers by the polymer-derived ceramics (PDCs) route // Journal of the European Ceramic Society. 2005. Vol. 25. No. 2–3. P. 111–121. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2004.07.016.
37. Kokott S., Heymann L., Motz G. Rheology and processability of multi-walled carbon nanotubes – ABSE polycarbosilazane composites // Journal of the European Ceramic Society. 2008. Vol. 28. No. 5. P. 1015–1021. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2007.09.035.
38. Ishikawa T. Photocatalytic Fiber with Gradient Surface Structure Produced from a Polycarbosilane and Its Applications // International Journal of Applied Ceramic Technology. 2004. Vol. 1. No. 1. P. 49–55. DOI: 10.1111/j.1744-7402.2004.tb00154.x.
39. Colombo P. Engineering porosity in polymer-derived ceramics // Journal of the European Ceramic Society. 2008. Vol. 28. No. 7. P. 1389–1395. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2007.12.002.
40. Yeon S.-H., Reddington P., Gogotsi Y. et al. Carbide-derived-carbons with hierarchical porosity from a preceramic polymer // Carbon. 2010. Vol. 48. No. 1. P. 201–210. DOI: 10.1016/j.carbon.2009.09.004.
41. Torrey J.D., Bordia R.K. Processing of Polymer-Derived Ceramic Composite Coatings on Steel // Journal of the American Ceramic Society. 2008. Vol. 91. No. 1. P. 41–45. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2007.02019.x.
42. Lewinsohn C.A., Elangovan S. Development of Amorphous, Non-Oxide Seals for Solid Oxide Fuel Cells // Ceramic Engineering and Science Proceedings / eds. W.M. Kriven, H.-T. Lin. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2003. P. 317–322. DOI: 10.1002/9780470294802.ch48.
43. Colombo P. Polymer derived ceramics: from nano-structure to applications. Lancaster: DEStech Publications, 2010. 476 p.
44. Liew L.-A., Liu Y., Luo R. et al. Fabrication of SiCN MEMS by photopolymerization of preceramic polymer // Sensors and Actuators A: Physical. 2002. Vol. 95. No. 2–3. P. 120–134.
45. Kolb R., Fasel C., Liebau-Kunzmann V., Riedel R. SiCN/C-ceramic composite as anode material for lithium ion batteries // Journal of the European Ceramic Society. 2006. Vol. 26. No. 16. P. 3903–3908. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2006.01.009.
46. Ceramic electric resistor: pat. US5961888A; appl. 10.08.98; publ. 05.10.99.
47. Stern E., Heyder M., Scheffler F. Micropatterned Ceramic Surfaces by Coating with Filled Preceramic Polymers // Journal of the American Ceramic Society. 2009. Vol. 92. No. 10. P. 2438–2442. DOI: 10.1111/J.1551-2916.2009.03228.X.

References

1. Kuznetsov B.Yu., Sorokin O.Yu., Vaganova M.L., Osin I.V. Synthesis of model high-temperature ceramic matrices by the method of spark plasma sintering and the study of their properties for the production of composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 37–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-37-44.
2. Deynega G.I., Kuzmina I.G., Bityutskaya O.N., Narsky A.R. Foam ceramic filters based on domestic refractory materials. Part 2. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), pp. 13–22. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-13-22.
3. Varrik N.M., Maksimov V.G., Yudin A.V., Babashov V.G. On the criteria of suitability of ceramic products for the manufacture of equipment for continuous casting of aluminum. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), pp. 49–56. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-49-56.
4. Parashchenko N.M., Tupikov A.S., Lyzhenkov Z.A., Golovko D.S. Review of Polymer-Derived Ceramics (PDC). Part 1. Preceramic polymers and production of PDC materials. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 134–151. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 15, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-134-151.
5. Parashchenko N.M., Tupikov A.S., Lyzhenkov Z.A., Golovko D.S. Review of Polymer-Derived Ceramics (PDC). Part 1. Preceramic polymers and production of PDC materials. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 134–151. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 15, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-104-120.

6. Riedel R., Passing G., Schönfelder H., Brook R.J. Synthesis of dense silicon-based ceramics at low temperatures. *Nature*, 1992, vol. 355, no. 6362, pp. 714–717. DOI: 10.1038/355714a0.
7. Mera G., Tamayo A., Nguyen H. et al. Nanodomain Structure of Carbon-Rich Silicon Carbonitride Polymer-Derived Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, vol. 93, no. 4, pp. 1169–1175.
8. Saha A., Raj R., Williamson D.L., Kleebe H.J. Characterization of Nanodomains in Polymer-Derived SiCN Ceramics Employing Multiple Techniques. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, vol. 88, no. 1, pp. 232–234. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2004.00034.x.
9. Ferrari A.C. Raman spectroscopy of graphene and graphite: Disorder, electron-phonon coupling, doping and nonadiabatic effects. *Solid State Communications*, 2007, vol. 143, no. 1–2, pp. 47–57. DOI: 10.1016/j.ssc.2007.03.052.
10. Cançado L.G., Takai K., Enoki T. et al. General equation for the determination of the crystallite size La of nanographite by Raman spectroscopy. *Applied Physics Letters*, 2006, vol. 88, no. 16, p. 163106. DOI: 10.1063/1.2196057.
11. Mera G., Riedel R., Poli F., Müller K. Carbon-rich SiCN ceramics derived from phenyl-containing poly(silylcarbodiimides). *Journal of the European Ceramic Society*, 2009, vol. 29, no. 13, pp. 2873–2883. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2009.03.026.
12. Jiang T., Wang Y., Wang Y. et al. Quantitative Raman Analysis of Free Carbon in Polymer-Derived Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, vol. 92, no. 10, pp. 2455–2458. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2009.03233.x.
13. Riedel R., Mera G., Hauser R., Klonczynski A. Silicon-Based Polymer-Derived Ceramics: Synthesis Properties and Applications – A Review: Dedicated to Prof. Dr. Fritz Aldinger on the occasion of his 65th birthday. *Nippon Seramikkusu Kyokai gakujutsu ronbunshi*, 2006, vol. 114, no. 1330, pp. 425–444. DOI: 10.2109/jcersj.114.425.
14. Iwamoto Y., Völger W., Kroke E. et al. Crystallization Behavior of Amorphous Silicon Carbonitride Ceramics Derived from Organometallic Precursors. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, vol. 84, no. 10, pp. 2170–2178. DOI: 10.1111/J.1151-2916.2001.TB00983.X.
15. Michelle Morcos R., Mera G., Navrotsky A. et al. Enthalpy of Formation of Carbon-Rich Polymer-Derived Amorphous SiCN Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, no. 10, pp. 3349–3354. DOI: 10.1016/J.JEURCERAMSOC.2021.01.042.
16. Gervais C., Babonneau F., Ruwisch L. et al. Solid-state NMR investigations of the polymer route to SiBCN ceramics. *Canadian Journal of Chemistry*, 2003, vol. 81, no. 11, pp. 1359–1369. DOI: 10.1139/v03-167.
17. Colombo P., Mera G., Riedel R., Sorarù G.D. Polymer-Derived Ceramics: 40 Years of Research and Innovation in Advanced Ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, vol. 93, no. 7, pp. 1805–1837. DOI: 10.1002/9783527631940.ch57.
18. Dasgupta K., Sathiyamoorthy D. Disordered carbon – its preparation, structure, and characterisation. *Materials Science and Technology*, 2003, vol. 19, no. 8, pp. 995–1002. DOI: 10.1179/026708303225004693.
19. Wan J., Gasch M.J., Mukherjee A.K. Silicon Nitride–Silicon Carbide Nancocomposites Fabricated by Electric-Field-Assisted Sintering. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, vol. 86, no. 3, pp. 526–528. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2003.tb03335.x.
20. Riedel R., Kienzle A., Dressler W. et al. A silicoboron carbonitride ceramic stable to 2,000°C. *Nature*, 1996, vol. 382, no. 6594, pp. 796–798. DOI: 10.1038/382796a0.
21. Riedel R., Kleebe H.-J., Schönfelder H., Aldinger F. A covalent micro/nano-composite resistant to high-temperature oxidation. *Nature*, 1995, vol. 374, no. 6522, pp. 526–528. DOI: 10.1038/374526a0.
22. Rouxel T., Soraru G., Vicens J. Creep Viscosity and Stress Relaxation of Gel-Derived Silicon Oxycarbide Glasses. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, vol. 84, no. 5, pp. 1052–1058. DOI: 10.1111/J.1151-2916.2001.TB00789.X.
23. Raj R., An L., Shah S. et al. Oxidation Kinetics of an Amorphous Silicon Carbonitride Ceramic. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, vol. 84, no. 8, pp. 1803–1810. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00918.x.

24. Störmer H., Kleebe H.-J., Ziegler G. Metastable SiCN glass matrices studied by energy-filtered electron diffraction pattern analysis. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2007, vol. 353, no. 30–31, pp. 2867–2877. DOI: 10.1016/J.JEURCERAMSOC.2009.03.026.
25. Kroke E., Li Y.-L., Konetschny C. et al. Silazane derived ceramics and related materials. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2000, vol. 26, no. 4–6, pp. 97–199. DOI: 10.1016/S0927-796X(00)00008-5.
26. Kleebe H.-J., Gregori G., Babonneau F. et al. Evolution of C-rich SiOC ceramics: Part I. Characterization by integral spectroscopic techniques: Solid-state NMR and Raman spectroscopy. *International Journal of Materials Research*, 2022, vol. 97: Evolution of C-rich SiOC ceramics, no. 6, pp. 699–709. DOI: 10.3139/ijmr-2006-0115.
27. Saha A., Raj R., Williamson D.L. A Model for the Nanodomains in Polymer-Derived SiCO. *Journal of the American Ceramic Society*, 2006, vol. 89, no. 7, pp. 2188–2195. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2006.00920.x.
28. Dürr J., Lamparter P., Bill J. et al. An X-ray and neutron scattering investigation of precursor derived $Si_{24}C_{43}N_{33}$ ceramics. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 1998, vol. 232–234, pp. 155–161.
29. Matsunaga K., Iwamoto Y., Fisher C.A.J., Matsubara H. Molecular Dynamics Study of Atomic Structures in Amorphous Si–C–N Ceramics. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 1999, vol. 107, no. 1251, pp. 1025–1031. DOI: 10.2109/JCERSJ.107.1025.
30. Amkreutz M. On the Existence of Voids Within Precursor-derived Amorphous Si–C–N Ceramics. *Soft Materials*, 2007, vol. 4, no. 2–4, pp. 187–205. DOI: 10.1080/15394450701310046.
31. Resta N., Kohler C., Trebin H. Molecular Dynamics Simulations of Amorphous Si–C–N Ceramics: Composition Dependence of the Atomic Structure. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, vol. 86: Molecular Dynamics Simulations of Amorphous Si–C–N Ceramics, no. 8, pp. 1409–1414. DOI: 10.1016/J.JNONCRYSOL.2016.05.024.
32. Golczewski J.A., Aldinger F. Thermodynamic modeling of amorphous Si–C–N ceramics derived from polymer precursors. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2004, vol. 347, no. 1–3, pp. 204–210. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2004.08.241.
33. Kroll P. Modelling polymer-derived ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, vol. 25, no. 2–3, pp. 163–174.
34. Kroll P. Modeling the «free carbon» phase in amorphous silicon oxycarbide. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2005, vol. 351, no. 12–13, pp. 1121–1126. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2005.01.010.
35. Krenkel W. *Ceramic matrix composites: fiber reinforced ceramics and their applications*. Weinheim: Wiley-VCH, 2008, 418 p. DOI: 10.1002/9783527622412.
36. Cornu D., Bernard S., Duperrier S. et al. Alkylaminoborazine-based precursors for the preparation of boron nitride fibers by the polymer-derived ceramics (PDCs) route. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, vol. 25, no. 2–3, pp. 111–121. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2004.07.016.
37. Kokott S., Heymann L., Motz G. Rheology and processability of multi-walled carbon nanotubes – ABSE polycarbosilazane composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, vol. 28, no. 5, pp. 1015–1021. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2007.09.035.
38. Ishikawa T. Photocatalytic Fiber with Gradient Surface Structure Produced from a Polycarbosilane and Its Applications. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2004, vol. 1, no. 1, pp. 49–55. DOI: 10.1111/j.1744-7402.2004.tb00154.x.
39. Colombo P. Engineering porosity in polymer-derived ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, vol. 28, no. 7, pp. 1389–1395. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2007.12.002.
40. Yeon S.-H., Reddington P., Gogotsi Y. et al. Carbide-derived-carbons with hierarchical porosity from a preceramic polymer. *Carbon*, 2010, vol. 48, no. 1, pp. 201–210. DOI: 10.1016/j.carbon.2009.09.004.
41. Torrey J.D., Bordia R.K. Processing of Polymer-Derived Ceramic Composite Coatings on Steel. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, vol. 91, no. 1, pp. 41–45. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2007.02019.x.

42. Lewinsohn C.A., Elangovan S. Development of Amorphous, Non-Oxide Seals for Solid Oxide Fuel Cells. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*. Eds. W.M. Kriven, H.-T. Lin. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2003, pp. 317–322. DOI: 10.1002/9780470294802.ch48.
43. Colombo P. *Polymer derived ceramics: from nano-structure to applications*. Lancaster: DEStech Publications, 2010, 476 p.
44. Liew L.-A., Liu Y., Luo R. et al. Fabrication of SiCN MEMS by photopolymerization of preceramic polymer. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2002, vol. 95, no. 2–3, pp. 120–134.
45. Kolb R., Fasel C., Liebau-Kunzmann V., Riedel R. SiCN/C-ceramic composite as anode material for lithium ion batteries. *Journal of the European Ceramic Society*, 2006, vol. 26, no. 16, pp. 3903–3908. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2006.01.009.
46. *Ceramic electric resistor*: pat. US5961888A; appl. 10.08.98; publ. 05.10.99.
47. Stern E., Heyder M., Scheffler F. Micropatterned Ceramic Surfaces by Coating with Filled Preceramic Polymers. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, vol. 92, no. 10, pp. 2438–2442. DOI: 10.1111/J.1551-2916.2009.03228.X.

Информация об авторах

Паращенко Никита Макарович, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Кожухаров Максим Сергеевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Nikita M. Parashchenko, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Maksim S. Kozhukharov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 08.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 04.08.2026.
The article was submitted 08.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 04.08.2026.

Обзорная статья

УДК 539.2:678.6
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-125-137

ФАКТОРЫ ФОРМИРОВАНИЯ ТРАНСКРИСТАЛЛИЧНОСТИ В ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ И СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ТРАНСКРИСТАЛЛИТНОГО СЛОЯ В ПОЛИАРИЛЭФИРКЕТОНАХ (обзор)

А.В. Лосев[1], *А.И. Гуляев*[1]

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

Аннотация. *Транскристаллитный слой на границе раздела «волокно–полимерная матрица» является одной из ключевых структурных составляющих термопластичных композиционных материалов, определяющих эффективность межфазного взаимодействия и передачу механической нагрузки между компонентами материала. Контролируемое формирование транскристаллитного слоя – эффективный инструмент управления межфазной структурой и эксплуатационными свойствами термопластичных композитов. Особый интерес к исследованию транскристалличности связан с широким внедрением высокотемпературных полимеров, в частности полиарилэфиркетонов.*

Ключевые слова: *полиэфирэфиркетон, полиэфиркетонкетон, кристаллизация, нуклеация, термопласт, волокно–полимер, углеродные волокна, межфазный слой*

Для цитирования: Лосев А.В., Гуляев А.И. Факторы формирования транскристалличности в термопластичных композиционных материалах и структурные аспекты транскристаллитного слоя в полиарилэфиркетонах (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 125–137. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-125-137.

Review article

TRANSCRYSTALLINITY FORMATION FACTORS IN THERMOPLASTIC COMPOSITES AND STRUCTURAL ASPECTS OF THE TRANSCRYSTALLINE LAYER IN POLYARYLETHERKETONES (review)

A.V. Losev[1], *A.I. Gulyaev*[1]

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

Abstract. *The transcrystalline layer at the "fiber–polymer matrix" interface is a key structural component of thermoplastic composites, determining the effectiveness of interfacial interaction and the transfer of mechanical loads between the material components. Controlled formation of the transcrystalline layer is an effective tool for controlling the interfacial structure and performance properties of thermoplastic composites. Particular interest in transcrystallinity research is associated with the widespread adoption of high-temperature polymers, particularly polyaryletherketones.*

Keywords: *polyetheretherketone, polyetherketoneketone, crystallization, nucleation, thermoplastic, fiber–polymer, carbon fibers, interfacial layer*

For citation: Losev A.V., Gulyaev A.I. Transcrystallinity formation factors in thermoplastic composites and structural aspects of the transcrystalline layer in polyaryletherketones (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 125–137. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-125-137.

Введение

Одна из актуальных и важных задач для авиакосмической отрасли – разработка конструкционных полимерных композиционных материалов со специальными свойствами на основе термопластичных матриц, а также технологий изготовления полуфабрикатов и изделий из них [1, 2]. В настоящее время востребованным направлением является переработка высокотермостойких полимеров методами 3D-печати, в частности полиарилэфиркетонов [3, 4], а также композитов на их основе [5–7]. В полимерных композиционных материалах эффективность армирования зависит не только от прочности самого волокна, но и от того, как концентрирующееся механическое напряжение передается от полимерной матрицы к волокну через межфазный слой [8].

Транскристаллитный слой представляет собой столбчатую кристаллическую структуру, которая формируется в частично кристаллизующихся полимерных композитах в приграничной области между полимерной матрицей и наполнителем либо подложкой с высокой удельной поверхностной энергией. Транскристаллитный слой образуется в ряде полимеров, в основном в гибкоцепных. Наиболее часто встречающиеся из них – это полиэтилен (ПЭ), полипропилен (ПП), полиамид (ПА), поливинилиденфторид (ПВДФ), полилактид (ПЛА), полифениленсульфид (ПФС), а также полиарилэфиркетоны (ПАЭК).

Наиболее удобным объектом, позволяющим изучить влияние поверхности на кристаллизацию полимера, являются композиты, наполненные различными типами волокон (углеродными, арамидными, стеклянными, натуральными) или нанотрубками. Близкий к поверхности волокна полимерный слой кристаллизуется таким образом, что макромолекулы ориентированы *c*-осью параллельно оси волокна [9]. Из-за своей анизотропии образование такого слоя оказывает значительное влияние на характеристики межфазных границ «волокно–полимерная матрица» и, следовательно, существенно влияет на механические свойства композитов [8, 10].

Поверхность углеродных волокон служит катализатором, вызывая ускоренное гетерогенное зародышеобразование и формирование транскристаллитного слоя. Строгая ориентация полимерных цепей вдоль оси волокна происходит не из-за совместимости их кристаллических решеток, а благодаря механизму «мягкой эпитаксии». Транскристаллитный слой образуется только в том случае, если скорость зарождения на поверхности больше, чем в объеме – например, если температура кристаллизации, индуцированной зарождением на границе раздела, выше, чем температура кристаллизации в объеме. Так, в работе [11] при сравнении времени индукции при изотермической кристаллизации сделан вывод, что процесс транскристаллизации протекает значительно раньше (на 10–30 °С выше), чем зародышеобразование в объеме ПВДФ, ПП и ПЛА. При этом скорости роста сферолитов и транскристаллитного слоя одинаковы [12–14].

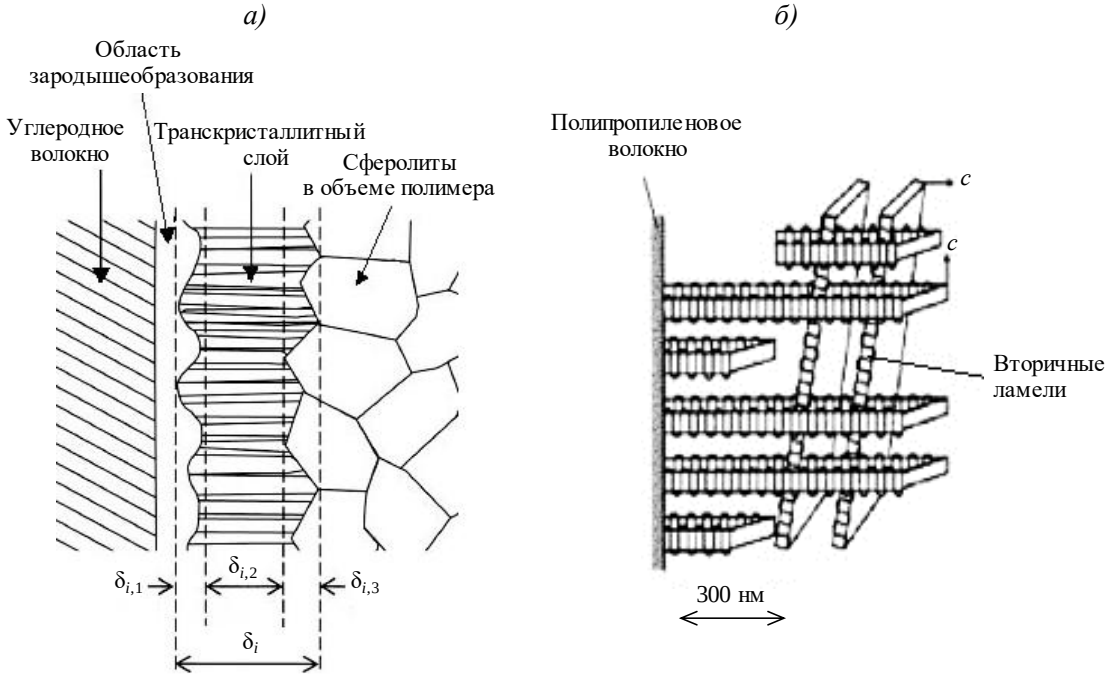
Структура транскристаллитного слоя имеет несколько областей (см. рисунок, *а*):

– область зародышеобразования $\delta_{i,1}$ (эпитаксиальный слой) включает границу раздела между волокном и транскристаллической частью матрицы. Эпитаксиальные слои имеют наибольшую степень кристалличности [15], толщина этой области определяется шероховатостью границы раздела. В области, удаленной от поверхности волокна, может наблюдаться перекрестная структура, состоящая из первичных (*c*-оси параллельны поверхности волокна) и вторичных (*c*-оси перепендикулярны поверхности волокна) ламелей (см. рисунок, *б*) [16];

– область $\delta_{i,2}$ – однородная часть транскристаллитного слоя, протяженность которого ограничена препятствующими сферолитами. Размеры этой области будут определяться интервалом времени между началом процесса зародышеобразования на поверхности

волокна и объемной нуклеацией. Это можно регулировать с помощью пропитки волокна и введением нуклеирующих агентов;

– область $\delta_{i,3}$ – граница раздела между транскристаллической и сферолитной морфологией. Толщина этой области, а также удельная площадь поверхности определяются размером граничащих сферолитов. Чаще всего распространение трещины локализуется именно в этой граничной области [15].



Схематичное изображение транскристаллитного слоя в термопластичном композите (*а*) [17] и ориентация ламелей вблизи волокна (*б*) [16]

Факторы формирования транскристаллитного слоя в термопластичных композитах

Существует множество факторов, которые влияют на транскристаллизацию в термопластичных композитах, их можно контролировать напрямую, т. е. в процессе получения композита, либо косвенно – меняя условия получения исходного полимера и наполнителя. Рассмотрим основные факторы формирования транскристаллитного слоя, наиболее часто рассматриваемые в научно-технической литературе.

Основная причина формирования транскристаллитного слоя – возникновение напряжений на границе «волокно–полимерная матрица» в процессе охлаждения. Эти напряжения вызваны большой разницей в коэффициентах линейного теплового расширения (КЛТР) волокна и полимерной матрицы [18, 19]. В работе [20] проведены измерения КЛТР изолированного транскристаллитного слоя, сформированного в композите на основе ПА-66 и полиарамидного волокна. Наличие всего 36 % транскристаллитной фазы привело к уменьшению значений КЛТР в ~2,5 раза по сравнению с обычной сферолитной структурой (с $307 \cdot 10^{-6}$ до $122 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1}) и более чем в 3 раза по сравнению с закаленным состоянием (с $373 \cdot 10^{-6}$ до $122 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1}). Для композита на основе ПА-66 и полиарамидного волокна значение КЛТР полностью транскристаллитной структуры составило всего $16{,}8 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1}, что более чем на порядок меньше значения для объемной кристаллизованной матрицы. Значение КЛТР для транскристаллизованного образца практически не зависит от температуры в диапазоне 100–200 °C, тогда как для

остальных образцов наблюдалась выраженная температурная зависимость. Благодаря крайне низкому значению КЛТР и повышенному значению модуля упругости наличие транскристаллитной области существенно уменьшает несоответствие деформаций между компонентами композита при изменении температуры.

Отсюда следует второй фактор, влияющий на формирование транскристаллитного слоя, – скорость охлаждения, так как по мере увеличения скорости охлаждения прямо пропорционально возрастает скорость деформации на границе раздела «волокно–расплав». Для каждой комбинации «волокно–полимерная матрица» существует своя граничная скорость охлаждения, ниже которой межфазный слой не образуется. Например, в композитах на основе ПП и стекловолокна формирование транскристаллитного слоя наблюдается только при скоростях охлаждения >100 °С/мин, для углеродных волокон граничная скорость находится в диапазоне 50–100 °С/мин, а для арамидных 10–50 °С/мин.

Третий фактор связан с объемным содержанием и геометрическими параметрами волокна – их длиной и диаметром, а также с межволоконным расстоянием. Поскольку механические напряжения распределены вдоль волокна неравномерно, зачастую транскристаллитный слой начинает формироваться с кончиков волокон, где уровень напряжений максимален. При этом на остальной протяженности волокна нуклеация может отсутствовать совсем либо оставаться хаотичной. В композите на основе ПА-66 и полиарамидного волокна значительное улучшение прочности и модуля упругости наблюдается только при высоком содержании волокна (35–65 % (объемн.)). При низких концентрациях волокна (20 % (объемн.)) влияние межфазного слоя на свойства в продольном направлении практически неразличимо на фоне вклада объемной кристалличности матрицы [21].

К четвертому фактору относятся молекулярная масса и молекулярно-массовое распределение полимера. Эти параметры оказывают влияние на плотность зародышеобразования, толщину и температурные границы формирования транскристаллитного слоя. Соответственно, в полимерах с более высокой молекулярной массой такой слой образуется при более высоких температурах [22]. Это связано с тем, что длинные цепи имеют большее время релаксации и дольше остаются в ориентированном состоянии под действием напряжений [23]. Однако слишком длинные цепи могут препятствовать росту межфазного слоя из-за зацеплений цепей, что ограничивает их подвижность. Авторы работы [24] обнаружили, что изменение молекулярной массы полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) в небольшом диапазоне не оказывало очевидного влияния на скорость зародышеобразования на волокне, но влияло на скорость роста межфазного слоя.

Пятым фактором формирования транскристаллитного слоя является кристаллизация, индуцированная сдвигом (*shear-induced crystallization*). Этот эффект проявляется через механическое воздействие, которое вызывает ориентацию макромолекул. Когда на полимерный расплав воздействует сдвиговое течение, полимерные цепи ориентируются вдоль направления потока и в местах их зацеплений могут образовываться спиралевидные сегменты. При кристаллизации, индуцированной сдвигом или растяжением, на поверхности волокна возникают надмолекулярные структуры в виде цилиндров (*cylindric crystallization*) как результат самопроизвольной нуклеации [25–27]. Основное отличие между цилиндритами и транскристаллитами заключается в механизме зарождения, несмотря на их визуальную схожесть под оптическим микроскопом. В работе [28] исследован процесс перехода от сферолитной морфологии к цилиндритной за счет вытягивания пленок на основе изотактического ПП. Относительное содержание цилиндритов достигало максимума при деформации 15 %. Показано, что цилиндритная структура значительно улучшает физико-механические свойства: прочность при

растяжении увеличилась на 28 %, ударная вязкость с надрезом возросла на 78 %, а температура размягчения по Вика увеличилась со 104 до 112 °С. С помощью атомно-силовой микроскопии определены точные характеристики цилиндритов изотактического ПП: ширина ядра – около 1–2 мкм; расстояние между соседними ламелями 60–80 нм; толщина ламелей ~(20–30) нм. Авторы работы [29], также посвященной исследованию цилиндритов, приходят к выводу, что для формирования таких структур при низком сдвиге критически важна молекулярная масса между узлами зацеплений.

В экспериментах по вытягиванию волокна транскристаллитный слой наблюдался даже в той области, из которой волокно уже было удалено. Это подтверждает то, что для поддержания структуры межфазного слоя физическое присутствие поверхности волокна на протяжении всего периода кристаллизации необязательно [18]. Приложение внешнего напряжения позволяет сформировать транскристаллитный слой на волокнах, которые в обычных условиях (в покое) не обладают нуклеирующей способностью [25]. Так, в системах изотактического ПП со стекловолокном транскристаллитная морфология возникает только при приложении сдвигового напряжения – например, при вытягивании волокна через расплав [27].

К шестому фактору можно отнести тип волокна (химический состав поверхности) и шероховатость [12], что непосредственно влияет на параметры смачиваемости. Авторы работы [30] показали на изотактическом ПП, что развитие транскристаллитной структуры контролируется синергетическим влиянием поверхностных характеристик волокна и ориентационных эффектов, возникающих в полимерном расплаве под действием течения. Аппретирование стеклянного волокна снижает энергетический барьер зародышеобразования ($\Delta\sigma$) в ~4,1 раза (с 2,807 до 0,679 мДж/м²), что приводит к резкому увеличению плотности кристаллических зародышей на поверхности волокна. Помимо химической природы поверхности, существенное влияние оказывает ее микрорельеф – наличие поверхностных неоднородностей способствует увеличению числа потенциальных центров кристаллизации. Для арамидных волокон, обладающих более развитой поверхностной текстурой, наблюдалась повышенная плотность зародышеобразования по сравнению со стеклянными волокнами. В работе [31] установлено, что транскристаллитный слой для ПА-66 (по данным рентгеновской дифракции) имеет более высокую степень упорядоченности на арамидном волокне, чем на углеродном. Показано также, что только первые ламели, зарождающиеся на поверхности волокна, могут иметь параллельную ориентацию. В композите на основе ПА-66 и полиарамидного волокна обнаружено формирование двойного транскристаллитного слоя [32] за счет хлорсульфонирования и обработки волокон системой Br/NH_3 для создания пористой структуры. Внутренний слой оказался более тонким и компактным с сохранением наклона ламелей, характерного для композитов с необработанными волокнами. Несмотря на значительное снижение прочностных характеристик самих модифицированных волокон, механические испытания композитов продемонстрировали обратный эффект на макроскопическом уровне. Статистический анализ (односторонний *t*-критерий) показал, что модуль упругости композитов, армированных волокнами, прошедшими оба вида обработки, достоверно (на уровне значимости 0,5 %) превышал аналогичные показатели контрольных образцов во всем исследованном диапазоне объемных долей волокна. Наличие транскристаллитного слоя повышает температуру полиморфного перехода (~15 °С) в ПА-66 из триклинной в псевдогексагональную модификацию (переход Брилла) [33].

В работе [34] количественный параметр разности межфазной свободной энергии $\Delta\sigma/\sigma$ для системы ПЛА/углеродное волокно составил 0,057 по сравнению с 0,23 для волокон из восстановленного оксида графена. При этом разница свободной энергии

на границе раздела «волокно–кристаллит» (Δσ) для волокна на основе углеродных нанотрубок составляет всего $6{,}84 \cdot 10^{-4}$ Дж/м^2, что почти в 4 раза меньше, чем у волокна на основе восстановленного оксида графена: $2{,}8 \cdot 10^{-3}$ Дж/м^2.

Седьмым фактором можно считать температуру (T_c) и время кристаллизации. В композитах на основе ПП и полиарамидного волокна, а также ПП и углеродного волокна экспериментально обнаружена критическая температурная граница, равная 138 °С. При T_c > 138 °С на поверхности высокомодульных углеродных (Enka HM35, Apollo HM-U) и арамидных волокон (Kevlar-49, Twaron D1056) обнаружена чрезвычайно высокая плотность гетерогенного зародышеобразования, что приводит к латеральному ограничению роста и формированию классического плотноупакованного транскристаллитного слоя из радиально направленных ламелей. Отмечено также, что образцы на основе D1056/ПП, кристаллизованные при 130 °С, имели гораздо более высокую плотность зарождения на поверхности волокна, чем образцы, кристаллизованные при 135 °С, что указывает на зависимость транскристаллизации от температуры. При T_c < 138 °С эффект транскристаллизации полностью исчезает [12]. Вокруг волокон наблюдается исключительно сферолитная морфология объемной матрицы. Кинетический анализ указывает на то, что выше этого температурного порога на поверхности волокна прекращается первичное гетерогенное зародышеобразование, так как свободная энергия образования зародыша критического размера превышает термодинамически доступный уровень для данной межфазной границы. Интересно, что, несмотря на идентичные скорости кристаллизации, транскристаллизация не наблюдается ни в одном из трех типов волокон при температуре >138 °С.

Для композита на основе ПЭЭК и углеродного волокна, когда температура сдвига расплава <370 °С, ширина зоны ориентации значительно увеличивается. Когда температура сдвига расплава достигает 350 °С, наблюдается максимальная ширина зоны ориентации. При температуре плавления 420 °С и времени кристаллизации 2 мин визуальная ширина межфазного слоя шире и стабильнее по сравнению с другими условиями [35].

Структурные аспекты транскристаллитного слоя в полиарилэфиркетонах

Использование ПЭЭК в сочетании с высокомодульным углеродным волокном обусловлено его выдающимися механическими свойствами и химической стойкостью. Эффект транскристаллизации преимущественно проявляется при использовании высокомодульных углеродных волокон [36–38], обладающих крупными графитовыми плоскостями, ориентированными вдоль оси волокна. Потенциальными центрами нуклеации при этом являются края графитовых плоскостей. Для низкомодульных волокон при скоростях охлаждения 1 и 30 °С/мин образования транскристаллитного слоя не наблюдается [39].

Исследование кинетики кристаллизации показало, что температура оказывает определяющее влияние на скорость роста транскристаллитов. В диапазоне температур изотермической кристаллизации от 290 до 330 °С наблюдалось постепенное снижение линейной скорости роста кристаллов. Максимальные скорости роста зарегистрированы при температурах ~(300–305) °С, тогда как при дальнейшем повышении температуры происходило существенное замедление процесса вследствие уменьшения термодинамической движущей силы кристаллизации. Авторы работы [36] установили, что линейная скорость роста транскристаллитов и объемных сферолитов изменяется по одинаковым закономерностям, однако скорость образования кристаллической структуры вблизи поверхности углеродного волокна значительно выше вследствие

интенсивного гетерогенного зародышеобразования. Согласно расчетам, толщина ламелей возрастает с увеличением температуры кристаллизации. При относительно низких температурах формируются более тонкие ламеллярные кристаллы, тогда как вблизи температуры плавления происходит образование более совершенных ламелей. Это сопровождается повышением степени структурной упорядоченности транскристаллитного слоя и увеличением его термодинамической стабильности [36].

По данным рентгеноструктурного анализа кристаллическая модификация ПЭЭК в транскристаллитном слое не отличается от структуры объемного полимера. Во всех случаях наблюдалось формирование характерной орторомбической кристаллической решетки ПЭЭК. Следовательно, влияние поверхности углеродного волокна проявляется преимущественно на морфологическом уровне и связано с изменением пространственной организации кристаллов, а не с образованием новых полиморфных модификаций.

Авторы работы [35] установили, что плотность упаковки транскристаллитного слоя напрямую зависит от скорости сдвига расплава в композите на основе ПЭЭК и углеродного волокна. Для количественной оценки плотности введено понятие «критической ширины» (геометрическая ширина полувысоты отдельного кристаллического пучка ламелей) – чем она меньше, тем больше плотность упаковки. При отсутствии сдвига критическая ширина составляет 20,8 мкм, а при скоростях сдвига 1 и 2 мм/мин она снижается до 8,5 и 4,1 мкм соответственно, что свидетельствует о формировании сверхвысокой плотности упаковки кристаллитов. Визуальная ширина транскристаллитного слоя (расстояние от поверхности волокна до объемных сферолитов) также меняется нелинейно: при отсутствии сдвига она составляет 11,4 мкм, при 1 мм/мин достигает максимума в 21,8 мкм, а при дальнейшем увеличении скорости сдвига до 2 мм/мин немного снижается до 19,6 мкм.

В работе [40] исследовалось влияние транскристаллитного слоя на эксплуатационные характеристики полимерных композитов на основе ПЭЭК, ПЭКК (полиэфиркетонкетон) и ПФС, армированных арамидными, углеродными и стеклянными волокнами. Особое внимание в работе уделено количественной оценке влияния транскристаллитного слоя на эффективность передачи напряжений и адгезионную прочность между армирующими волокнами и матрицей. Для композитов на основе углеродного волокна, полученного из ПАН-прекурсора, и матрицы ПЭЭК выполнены испытания методом выталкивания моноволокна индентором при содержании волокон 20 % (объемн.). При отсутствии транскристалличности сила отрыва составляла 43±6 мН. При наличии межфазного слоя, сформированного благодаря нанесению раствора полифенилентерефталамида на волокна, сила отрыва возрастала до 52±10 мН, а в случае закалки в воде, способствующей развитию транскристалличности, достигала 57±10 мН. Таким образом, образование транскристаллитного слоя приводило к увеличению межфазной прочности на ~(21–33) % по сравнению с исходным состоянием.

Авторы работы [40] пришли к выводу, что основным фактором возникновения транскристалличности в системах на основе углеродных волокон является различие коэффициентов теплопроводности волокна и матрицы. В процессе охлаждения после переработки возникают локальные температурные градиенты, приводящие к ускоренной кристаллизации полимера вблизи поверхности волокна. Для углеродных волокон на основе ПАН-прекурсора наличие транскристаллитной межфазной области увеличивало силу отрыва на ~48 %. Однако при содержании волокна 20 % (объемн.) прирост снижался до 9 %, а при 60 % (объемн.) практически исчезал [40].

Ключевым фактором, определяющим прочность соединения «полимер–металл», является формирование высокопрочного межфазного слоя на границе раздела фаз. В работе [41] исследовалось клеевое соединение полиэфиркетонэфиркетонкетона (ПЭКЭКК)

с титановым сплавом состава Ti–6Al–4V. На химическом уровне формирование высокопрочного транскристаллитного слоя обеспечивается образованием на границе раздела ковалентных комплексов типа «металл–кислород–углерод». Эти комплексы служат эффективными центрами нуклеации.

Добавление нуклеирующих агентов или химическая модификация цепи ПЭЭК радикально снижают энергетический барьер нуклеации в объеме [42]. Эффективная энергия активации кристаллизации при степени превращения 0,1 для ПЭЭК с нуклеирующим агентом составляет –298 кДж/моль, что ниже, чем у исходного полимера (–288 кДж/моль). В результате сферолиты начинают расти в объеме при более высоких температурах, достигая поверхности волокна раньше, чем успеет сформироваться межфазный слой. В этих системах транскристаллитный слой отсутствует, а на границе раздела формируется слабая зона контакта между волокном и объемными сферолитами.

Заключения

Анализ опубликованных научно-технических работ показывает, что формирование транскристаллитного слоя зависит от молекулярной массы и молекулярно-массового распределения полимера, разницы коэффициентов линейного теплового расширения волокна и полимерной матрицы, температуры и продолжительности кристаллизации, скорости охлаждения, течения расплава, химической природы армирующего наполнителя, его геометрических параметров, микрорельефа и количественного содержания.

Формирование транскристаллитного слоя в термопластичных композитах обусловлено в первую очередь плотностью гетерогенного зародышеобразования на поверхности наполнителя. Углеродные волокна являются эффективными центрами данного процесса для большинства гибкоцепных полимеров. В композитах на основе ПАЭК и углеродного волокна большое влияние на размеры транскристаллитного слоя оказывают скорость сдвига расплава полимера и температура изотермической кристаллизации.

Влияние транскристалличности на эксплуатационные свойства композитов остается неоднозначным и во многом зависит от морфологии слоя, его толщины, ориентации цепей на поверхности волокна, а также объемной доли наполнителя.

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

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2025-054 от 05.06.2025).

Список источников

1. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Петрова Г.Н. и др. Полимерные композиционные материалы на термопластичной матрице // Известия высших учебных заведений. Сер.: Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. № 10. С. 61–71.
2. Каблов Е.Н., Сагомонова В.А., Сорокин А.Е., Целикин В.В., Гуляев А.И. Исследование структуры и свойств полимерного композиционного материала с интегрированным вибропоглощающим слоем // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2020. № 3. С. 2–9.
3. Гуров Д.А., Павлюкович Н.Г., Цапенко А.Н. 3D-печать композиционным органическим филаментом на основе жидкокристаллических полимеров и полиэфирэфиркетона // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). С. 62–81. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-62-81.

4. Лосев А.В., Гуляев А.И., Журавлева П.Л., Антюфеева Н.В. Влияние изотермического отжига на степень кристалличности полиэфиркетонкетона, содержащего дискретные углеродные волокна // Труды ВИАМ. 2026. № 2 (156). С. 58–72. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-58-72.
5. Иванов М.С., Морозова В.С., Павлюкович Н.Г. Влияние эксплуатационных факторов на свойства углепластика на основе полиэфирэфиркетона // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 99–108. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-99-108.
6. Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Морозова В.С., Донских И.Н. Исследование термостабильности расплава полиэфирэфиркетона марки ПЭЭК-50П и углепластика на его основе // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 90–98. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-90-98.
7. Сорокин А.Е., Иванов М.С., Сагомонова В.А. Термопластичные полимерные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетонов различных производителей // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 41–50. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 14.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-41-50.
8. Иржак В.И. Межфазный слой в полимерных нанокомпозитах // Высокомолекулярные соединения. Сер.: С. 2020. Т. 62. № 1. С. 55–65.
9. Волынский А.Л., Ярышева А.Ю., Рухля Е.Г. и др. Влияние нанообъемных ограничений на структурообразование в стеклообразных и кристаллических полимерах // Высокомолекулярные соединения. Сер.: А. 2015. Т. 57. № 5. С. 1–39.
10. Валенков А.М., Гофман И.В., Носов К.С. Полимерные композиционные системы, модифицированные аллотропными соединениями углерода (обзор) // Журнал прикладной химии. 2011. Т. 84. № 5. С. 705–717.
11. Yue H., Monreal-Bernal A., Fernández-Blázquez J. et al. Macroscopic CNT fibers inducing non-epitaxial nucleation and orientation of semicrystalline polymers // Scientific Reports. 2015. Vol. 5. P. 16729. DOI: 10.1038/srep16729.
12. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part I. Influence of fibre type and crystallization temperature // Journal of Material Science. 1992. Vol. 27. P. 889–896. DOI: 10.1007/BF01197638.
13. Wang C., Liu C.R. Transcrystallization of polypropylene composites: nucleating ability of fibres // Polymer. 1999. Vol. 40. P. 289–298.
14. Wang C., Hwang L.M. Transcrystallization of PTFE fiber/PP composites (I). Crystallization kinetics and morphology // Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition. 1996. Vol. 34. P. 47–56.
15. Чалых А.Е. Фундаментальные проблемы адгезионных взаимодействий в полимерных системах // Тез. докл. III Междунар. науч.-технич. конф. «Современные достижения в области клеев и герметиков: материалы, сырье, технологии». Н. Новгород, 2019. 255 с.
16. Kitayama T., Utsumi S., Hamada H. et al. Interfacial properties of PP/PP composites // Journal of Applied Polymer Science. 2003. Vol. 88. No. 13. P. 2875–2883.
17. Brodowsky H., Mäder E. Investigation of transcrystalline interphases in polypropylene/glass fiber composites using micromechanical tests // Fibers. 2018. Vol. 6. No. 16. P. 1–12. DOI: 10.3390/fib6010016.
18. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part II. Influence of interfacial stress, cooling rate, fibre properties and polymer molecular weight // Journal of Material Science. 1992. Vol. 27. P. 897–907. DOI: 10.1007/BF01197639.
19. Campbell D., Qayyum M.M. Melt crystallization of polypropylene: Effect of contact with fiber substrates // Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition. 1980. Vol. 18. P. 83–93. DOI: 10.1002/pol.1980.180180107.
20. Klein N., Marom G. Thermal Expansion of Transcrystalline Strips // Advanced Composites Letters. 1995. Vol. 4. No. 1. P. 9–11.

21. Nuriel H., Klein N., Marom G. The effect of the transcrystalline layer on the mechanical properties of composite materials in the fibre direction // Composites Science and Technology. 1999. Vol. 59. P. 1685–1690.
22. Vaughan A.S., Bassett D.C. Early stages of spherulite growth in melt-crystallized polystyrene // Polymer. 1988. Vol. 29. Is. 8. P. 1397–1401.
23. Moon C.K. Effect of molecular weight and fiber diameter on the interfacial behavior in glass fiber/PP composites // Journal of Applied Polymer Science. 1998. Vol. 67. No. 7. P. 1191–1197.
24. Zhang M.Q., Xu J.R., Zhang Z.Y. et al. Effect of transcrystallinity on tensile behaviour of discontinuous carbon fibre reinforced semicrystalline thermoplastic composites // Polymer. 1996. Vol. 37. Is. 23. P. 5151–5158.
25. Quan H., Zhong-Ming Li, Ming-Bo Yang et al. On transcrystallinity in semi-crystalline polymer composites // Composites Science and Technology. 2005. Vol. 65. P. 999–1021. DOI: 10.1016/j.compscitech.2004.11.015.
26. Pompe G., MaÈder E. Experimental detection of a transcrystalline interphase in glass-fibre/polypropylene composites // Composites Science and Technology. 2000. Vol. 60. P. 2159–2167.
27. Varga J., Karger-Kocsis J. The occurrence of transcrystallization or row-nucleated cylindritic crystallization as a result of shearing in a glass fiber-reinforced polypropylene // Composites Science and Technology. 1993. Vol. 48. P. 191–198.
28. Ji H., Zhou X., Chen X. Effect of Solid-state stretching on microstructure evolution and physical properties of isotactic polypropylene sheets // Polymers. 2019. Vol. 11. P. 1–16.
29. Zhang C., Hu H., Wang X. et al. Formation of cylindrite structures in shear-induced crystallization of isotactic polypropylene at low shear rate // Polymer. 2007. Vol. 48. P. 1105–1115.
30. Looijmans S.F.S.P., Spanjaards M.M.A., Puskar L. Synergy of fiber surface chemistry and flow: multi-phase transcrystallization in fiber-reinforced thermoplastics // Polymers. 2022. Vol. 14. Is. 4850. P. 1–16.
31. Klein N., Marom G., Wachtel E. Microstructure of nylon 66 transcrystalline layers in carbon and aramid fibre reinforced composites // Polymer. 1996. Vol. 14. P. 5493–5498.
32. Feldman A., Gonzalez M.F., Marom G. Transcrystallinity in surface modified aramid fiber reinforced nylon 66 composites // Macromolecular Materials and Engineering. 2003. Vol. 288. No. 11. P. 861–866.
33. Feldman A.Y., Wachtel E., Vaughan G.B.M. The Brill Transition in Transcrystalline Nylon-66 // Macromolecules. 2006. Vol. 39. P. 4455–4459.
34. Van Staden J.K.L., Rodgers D.R., Pfau-Cloud M.R. et al. Interfacial crystallization of Poly(l-lactic acid) induced by carbon nanotubes in single fiber composites // Macromolecular chemistry and physics. 2025. Vol. 226. Is. 23. P. 1–9.
35. Chen H., Ji C., Yang Y. et al. Exploring the interlocking transcrystalline: forming a new structure of transcrystalline for improved mechanical performance of carbon fiber reinforced polyether ether ketone composites // Polymer Composites. 2026. Vol. 47. P. 1838–1846. DOI: 10.1002/pc.70256.
36. Zhiyi Z., Zeng H. Nucleation and crystal growth of PEEK on carbon fiber // Journal of Applied Polymer Science. 1993. Vol. 48. P. 1987–1995.
37. Hanmin Z., Zhiyi Z., Weizou P. et al. Transcrystalline structure of PEEK // European Polymer Journal. 1994. Vol. 30. No. 2. P. 235–237.
38. Lustiger A. Morphological Aspects of the Interface in the PEEK-Carbon Fiber System // Polymer composites. 1992. Vol. 13. No. 5. P. 408–412.
39. Yu K., Cong Z., Zhang Y. Unveiling the role of carbon fiber modulus on interfacial crystallization and mechanical properties of LM-PAEK composites // Polymer. 2026. Vol. 355. Art. 130010. DOI: 10.1016/j.polymer.2026.130010.
40. Chen E.J.H., Hsiao B.S. The Effects of Transcrystalline lnterphase in Advanced Polymer Composites // Polymer Engineering and Science. 1992. Vol. 32. No. 4. P. 280–286.
41. Ramani K., Tagle J. Thin-Film Thermoplastic-Metal Joining Process for Titanium to Poly (Etherketoneetherketoneketone) // Polymer engineering and science. 1995. Vol. 35. No. 24. P. 1972–1978.

42. Yu K., Zhang J., Liu G. et al. Inverse effects of cooling rates on the interfacial shear strength of carbon Fiber/PEEK composites with and without presence of transcrystal layers // Polymer. 2024. Vol. 302. Art. 127067. DOI: 10.1016/j.polymer.2024.127067.

References

1. Kablov E.N., Semenova L.V., Petrova G.N. et al. Polymer Composite Materials with a Thermoplastic Matrix. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Ser.: Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*, 2016, vol. 59, no. 10, pp. 61–71.
2. Kablov E.N., Sagomonova V.A., Sorokin A.E., Tselikin V.V., Gulyaev A.I. Investigation of the Structure and Properties of a Polymer Composite Material with an Integrated Vibration-Absorbing Layer. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2020, no. 3, pp. 2–9.
3. Gurov D.A., Pavlyukovich N.G., Tsapenko A.N. 3D printing with composite organic filament based on liquid crystal polymers and polyetheretherketone. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 62–81. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-62-81.
4. Losev A.V., Gulyaev A.I., Zhuravleva P.L., Antyufeeva N.V. Effect of isothermal annealing on the crystallinity degree of polyetherketon-eketone containing discrete carbon fibers. *Trudy VIAM*, 2026, no. 2 (156), pp. 58–72. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-58-72.
5. Ivanov M.S., Morozova V.S., Pavlukovich N.G. The influence of operational factors on the properties of carbon fiber based on polyetheretherketone. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 99–108. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-99-108.
6. Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Morozova V.S., Donskih I.N. Investigation of the thermal stability of the melt polyetheretherketone PEEK-50P and carbon fiber based on it. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 90–98. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-90-98.
7. Sorokin A.E., Ivanov M.S., Sagomonova V.A. Thermoplastic polymer composite materials based on polyetheretherketones of various manufacturers. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 41–50. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-41-50.
8. Irzhak V.I. Interfacial Layer in Polymer Nanocomposites. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser.: S*, 2020, vol. 62, no. 1, pp. 55–65.
9. Volynskii A.L., Yarysheva A.Yu., Rukhlya E.G. et al. Influence of Nanoscale Confinement on Structure Formation in Glassy and Crystalline Polymers. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser.: A*, 2015, vol. 57, no. 5, pp. 1–39.
10. Valenkov A.M., Gofman I.V., Nosov K.S. Polymer Composite Systems Modified with Carbon Allotropes (Review). *Zhurnal prikladnoy khimii*, 2011, vol. 84, no. 5, pp. 705–717.
11. Yue H., Monreal-Bernal A., Fernández-Blázquez J. et al. Macroscopic CNT fibers inducing non-epitaxial nucleation and orientation of semicrystalline polymers. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5, p. 16729. DOI: 10.1038/srep16729.
12. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part I. Influence of fibre type and crystallization temperature. *Journal of Material Science*, 1992, vol. 27, pp. 889–896. DOI: 10.1007/BF01197638.
13. Wang C., Liu C.R. Transcrystallization of polypropylene composites: nucleating ability of fibres. *Polymer*, 1999, vol. 40, pp. 289–298.
14. Wang C., Hwang L.M. Transcrystallization of PTFE fiber/PP composites (I). Crystallization kinetics and morphology. *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, 1996, vol. 34, pp. 47–56.
15. Chalykh A.E. Fundamental problems of adhesive interactions in polymer systems. *Abstracts of the 3rd International Scientific and Technical Conference «Modern Advances in the Field of Adhesives and Sealants: Materials, Raw Materials, and Technologies»*. Nizhny Novgorod, 2019, 255 p.

16. Kitayama T., Utsumi S., Hamada H. et al. Interfacial properties of PP/PP composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 2003, vol. 88, no. 13, pp. 2875–2883.
17. Brodowsky H., Mäder E. Investigation of transcrystalline interphases in polypropylene/glass fiber composites using micromechanical tests. *Fibers*, 2018, vol. 6, no. 16, pp. 1–12. DOI: 10.3390/fib6010016.
18. Thomason J.L., Van Rooyen A.A. Transcrystallized interphase in thermoplastic composites. Part II. Influence of interfacial stress, cooling rate, fibre properties and polymer molecular weight. *Journal of Material Science*, 1992, vol. 27, pp. 897–907. DOI: 10.1007/BF01197639.
19. Campbell D., Qayyum M.M. Melt crystallization of polypropylene: Effect of contact with fiber substrates. *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, 1980, vol. 18, pp. 83–93. DOI: 10.1002/pol.1980.180180107.
20. Klein N., Marom G. Thermal Expansion of Transcrystalline Strips. *Advanced Composites Letters*, 1995, vol. 4, no. 1, pp. 9–11.
21. Nuriel H., Klein N., Marom G. The effect of the transcrystalline layer on the mechanical properties of composite materials in the fibre direction. *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, pp. 1685–1690.
22. Vaughan A.S., Bassett D.C. Early stages of spherulite growth in melt-crystallized polystyrene. *Polymer*, 1988, vol. 29, is. 8, pp. 1397–1401.
23. Moon C.K. Effect of molecular weight and fiber diameter on the interfacial behavior in glass fiber/PP composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 67, no. 7, pp. 1191–1197.
24. Zhang M.Q., Xu J.R., Zhang Z.Y. et al. Effect of transcrystallinity on tensile behaviour of discontinuous carbon fibre reinforced semicrystalline thermoplastic composites. *Polymer*, 1996, vol. 37, is. 23, pp. 5151–5158.
25. Quan H., Zhong-Ming Li, Ming-Bo Yang et al. On transcrystallinity in semi-crystalline polymer composites. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, pp. 999–1021.
26. Pompe G., MaĖder E. Experimental detection of a transcrystalline interphase in glass-fibre/polypropylene composites. *Composites Science and Technology*, 2000, vol. 60, pp. 2159–2167.
27. Varga J., Karger-Kocsis J. The occurrence of transcrystallization or row-nucleated cylindritic crystallization as a result of shearing in a glass fiber-reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology*, 1993, vol. 48, pp. 191–198.
28. Ji H., Zhou X., Chen X. Effect of Solid-state stretching on microstructure evolution and physical properties of isotactic polypropylene sheets. *Polymers*, 2019, vol. 11, pp. 1–16.
29. Zhang C., Hu H., Wang X. et al. Formation of cylindrite structures in shear-induced crystallization of isotactic polypropylene at low shear rate. *Polymer*, 2007, vol. 48, pp. 1105–1115.
30. Looijmans S.F.S.P., Spanjaards M.M.A., Puskar L. Synergy of fiber surface chemistry and flow: multi-phase transcrystallization in fiber-reinforced thermoplastics. *Polymers*, 2022, vol. 14, is. 4850, pp. 1–16.
31. Klein N., Marom G., Wachtel E. Microstructure of nylon 66 transcrystalline layers in carbon and aramid fibre reinforced composites. *Polymer*, 1996, vol. 14, pp. 5493–5498.
32. Feldman A., Gonzalez M.F., Marom G. Transcrystallinity in surface modified aramid fiber reinforced nylon 66 composites. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2003, vol. 288, no. 11, pp. 861–866.
33. Feldman A.Y., Wachtel E., Vaughan G.B.M. The Brill Transition in Transcrystalline Nylon-66. *Macromolecules*, 2006, vol. 39, pp. 4455–4459.
34. Van Staden J.K.L., Rodgers D.R., Pfau-Cloud M.R. et al. Interfacial crystallization of Poly(l-lactic acid) induced by carbon nanotubes in single fiber composites. *Macromolecular chemistry and physics*, 2025, vol. 226, is. 23, pp. 1–9.
35. Chen H., Ji C., Yang Y. et al. Exploring the interlocking transcrystalline: forming a new structure of transcrystalline for improved mechanical performance of carbon fiber reinforced polyether ether ketone composites. *Polymer Composites*, 2026, vol. 47, pp. 1838–1846. DOI: 10.1002/pc.70256.

36. Zhiyi Z., Zeng H. Nucleation and crystal growth of PEEK on carbon fiber. *Journal of Applied Polymer Science*, 1993, vol. 48, pp. 1987–1995.
37. Hanmin Z., Zhiyi Z., Weizou P. et al. Transcrystalline structure of PEEK. *European Polymer Journal*, 1994, vol. 30, no. 2, pp. 235–237.
38. Lustiger A. Morphological Aspects of the Interface in the PEEK-Carbon Fiber System. *Polymer composites*, 1992, vol. 13, no. 5, pp. 408–412.
39. Yu K., Cong Z., Zhang Y. Unveiling the role of carbon fiber modulus on interfacial crystallization and mechanical properties of LM-PAEK composites. *Polymer*, 2026, vol. 355, art. 130010. DOI: 10.1016/j.polymer.2026.130010.
40. Chen E.J.H., Hsiao B.S. The Effects of Transcrystalline lnterphase in Advanced Polymer Composites. *Polymer Engineering and Science*, 1992, vol. 32, no. 4, pp. 280–286.
41. Ramani K., Tagle J. Thin-Film Thermoplastic-Metal Joining Process for Titanium to Poly (Etherketoneetherketoneketone). *Polymer engineering and science*, 1995, vol. 35, no. 24, pp. 1972–1978.
42. Yu K., Zhang J., Liu G. et al. Inverse effects of cooling rates on the interfacial shear strength of carbon Fiber/PEEK composites with and without presence of transcrystal layers. *Polymer*, 2024, vol. 302, art. 127067. DOI: 10.1016/j.polymer.2024.127067.

Информация об авторах

Лосев Андрей Валерьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

Статья поступила в редакцию 10.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.07.2026.
The article was submitted 10.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 27.07.2026.

Обзорная статья

УДК 678.8
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-138-153

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ОТВЕРЖДЕНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ (обзор)

П.М. Путилина[1], *А.Ю. Исаев*[1]

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

Аннотация. *Представлен обзор научно-технической литературы на тему исследования процессов, происходящих при обработке полимерных материалов электронным лучом. Описана технология электронно-лучевого отверждения, ее параметры и используемое оборудование. Отмечены преимущества и недостатки технологии и области ее применения. Рассмотрены виды полимеров, отверждаемых электронным лучом, инициаторы полимеризации. Проведен анализ превращений полимеров под действием радиационной обработки и ее влияния на свойства материалов.*

Ключевые слова: *электронно-лучевая обработка, радиационное отверждение, электронный ускоритель, радикальная полимеризация, ионная полимеризация, инициаторы полимеризации*

Для цитирования: Путилина П.М., Исаев А.Ю. Электронно-лучевое отверждение полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 138–153. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-138-153.

Review article

ELECTRON BEAM CURING OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS (review)

P.M. Putilina[1], *A.Yu. Isaev*[1]

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

Abstract. *A review of the scientific and technical literature on the study of processes occurring during the with an electron beam of polymeric materials is presented. The technology of electron beam curing, its parameters and the equipment used are described. The advantages and disadvantages of the technology and its areas of application are highlighted. The types of electron beam curable polymers and polymerization initiators are examined. An analysis of the transformations of polymers under radiation processing and its impact on the properties of materials is provided.*

Keywords: *electron beam processing, radiation curing, electron accelerator, radical polymerization, ionic polymerization, polymerization initiators*

For citation: Putilina P.M., Isaev A.Yu. Electron beam curing of polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 138–153. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-138-153.

Введение

Производство полимерных композиционных материалов (ПКМ) – крупная и быстроразвивающаяся отрасль. Композиты все чаще заменяют традиционно используемые материалы в автотранспорте, строительстве, энергетике и медицине. Доля использования ПКМ в современных самолетах достигла 50 %, а в беспилотных летательных аппаратах доходит до 80–90 % [1–3]. При изготовлении объемных конструкционных деталей для авиационной промышленности традиционно используется энергоемкое автоклавное формование, а также распространены такие методы, как прямое (горячее) прессование, вакуумная инфузия, пропитка под давлением и другие. Все эти методы основаны на совмещении наполнителя и связующего и дальнейшего температурного воздействия (доходящего до нескольких часов) для полного отверждения связующего. Длительность процесса отверждения повышает экономические затраты на нагрев оснастки или оборудования (автоклава), на поддержание температуры в течение длительного времени, а также затраты, понесенные от невозможности передачи узла на следующие технологические операции, что влечет за собой простаивание персонала и оборудования, задействованных в дальнейшей технологической цепочке.

В последнее время научное сообщество сосредоточено на поиске альтернативных температурному, более экономически эффективных методов отверждения [4, 5]. Одна из таких технологий – радиационная обработка материалов, к которым относится обработка электронным лучом.

Электронный луч (пучок) – это поток движущихся с одинаковой скоростью в определенном направлении электронов, который генерируется ускорителем. При столкновении с электронами молекул обрабатываемого материала они передают часть своей энергии, что вызывает физико-химические превращения и изменение его свойств. В зависимости от энергии ускоренных электронов и энергии электронов в молекулах это может привести к ионизации и/или возбуждению молекул, которые, в свою очередь, диссоциируют на свободные радикалы или радикальные ионы:

– ионизация: $AB \rightarrow AB^+ + e^-$; после – диссоциация: $AB^+ \rightarrow A\bullet + \bullet B^+$;

– возбуждение: $AB \rightarrow AB^*$; после – диссоциация: $AB^* \rightarrow A\bullet + B\bullet$;

– захват электрона: $AB + e^- \rightarrow AB^-$; после – диссоциация: $AB^- \rightarrow A\bullet + \bullet B^-$.

Образование свободных радикалов вызывает молекулярные взаимодействия, приводящие к различным реакциям. Вид реакции во многом зависит от обрабатываемого материала. Основными реакциями, инициируемыми электронным лучом в полимерах, являются полимеризация мономеров и олигомеров, сшивание, отверждение и расщепление. *Сшивание* – это модификация полимера, при которой между соседними линейными молекулярными цепями образуются новые поперечные химические связи. В результате увеличивается его прочность, а также механическая, термическая и химическая стойкость. Модификацию применяют для изготовления изоляции электрических проводов, термоусаживаемых пленок и трубок, автомобильных шин и пенопластов. *Реакция расщепления* – постоянный разрыв химических связей внутри молекул – используется для электронно-лучевой стерилизации и дезинфекции медицинского оборудования и упаковки для пищевых продуктов. *Электронно-лучевое отверждение* – полимеризация жидких олигомеров и мономеров с образованием трехмерной сетки твердого материала – далее будет рассмотрено более подробно [6–10].

В 1920–1930-х гг. обнаружено несколько случаев воздействия радиации на материалы, но серьезный интерес к этой области проявился только в конце 1940-х–начале 1950-х гг., когда были разработаны источники высокоинтенсивного излучения для исследований в области применения атомной энергии. В данной статье представлен обзор трудов в области электронно-лучевого отверждения ПКМ, а также проведен анализ необходимого оборудования и инициаторов для осуществления этого процесса.

Результаты и обсуждения

Самые ранние промышленные изобретения использовали только для сшивания и стерилизации пластмасс. Электронные ускорители для отверждения красок, покрытий и клеев появились позже. В настоящее время существует крупный рынок промышленных электронных ускорителей [10].

Ускоритель преобразует электрическую энергию в ускоренные электроны. Источник электронов состоит из катода, помещенного в вакуумную камеру, в котором находится один или несколько нагреваемых проводов накаливания. Небольшое напряжение, подаваемое на провод, извлекает электроны, испускаемые катодом, и вводит их в ускоряющий зазор между катодом и анодом. Высокое напряжение с отрицательной полярностью, приложенное между катодом и анодом, ускоряет испускаемые электроны до требуемой энергии. Через вакуумную камеру электроны устремляются к заземленному аноду – окну, представляющему собой тонкую металлическую фольгу и пропускающему электроны к обрабатываемому материалу. Окно отделяет разрежение в ускорителе от атмосферного давления в зоне обработки. Приложенное ускоряющее напряжение определяет энергию электронов. Из воздушного зазора между окном и материалом должен быть практически удален кислород, так как при его взаимодействии с ускоренными электронами образуется токсичный озон, а также могут произойти ингибирование полимеризации и появление побочных продуктов, ухудшающих свойства материала. Для этого, как правило, применяется поток азота [11]. Обычно провод накаливания изготавливают из вольфрама, а окно – из титанового сплава. Постоянство размеров и чистота всех компонентов и зон внутри камеры генерации электронов напрямую определяют формирование равномерной выходной дозы электронов. Крайне важно поддержание вакуума в камере, так как столкновения с частицами воздуха замедляют электроны. Для этого существуют два способа: герметичное запечатывание камеры или использование насоса для непрерывного вакуумирования на протяжении всей работы машины [9]. Описанная часть ускорителя схематично представлена на рис. 1.

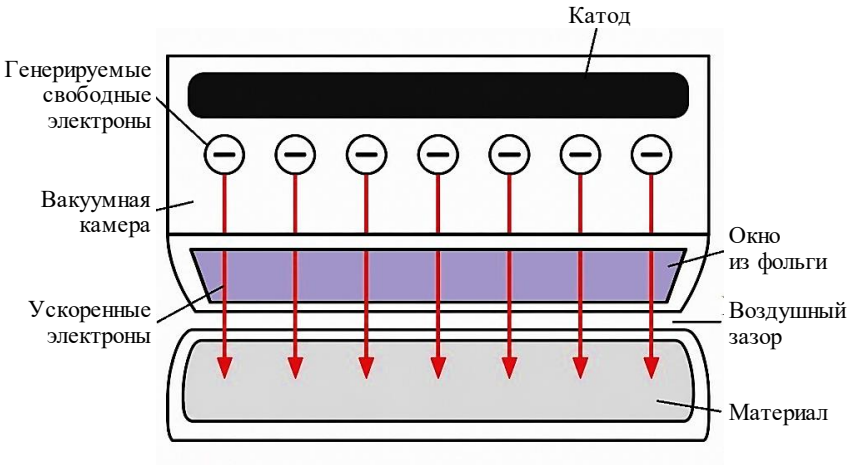


Рис. 1. Схема электронно-лучевой камеры

Другие элементы конструкции ускорителя:

– высоковольтный генератор, обеспечивающий необходимое ускоряющее напряжение;

– вакуумная система для поддержания необходимого давления в камере;

– блок управления всеми устройствами для контроля процесса. Параметры управления, предоставляемые оператору, зависят от степени автоматизации, но обычно они включают регулировку рабочего напряжения, тока и вакуумирования, а также отображение состояния блокировки и мониторинг окружающей среды;

– узел вертикальной или горизонтальной подачи продукта. Система транспортировки перемещает материал мимо зоны обработки у окна ускорителя – например, ленты для отверждения чернил, красок и покрытий [9] или конвейерные системы. Последние часто используются для изготовления ПКМ [12, 13];

– система обеспечения безопасности, включающая удаление озона и защитное экранирование от рентгеновских лучей, образующихся при столкновении электронов с материалом. Экран обычно изготавливают из свинца, а его толщина зависит от максимального рабочего напряжения оборудования. Ускорители электронов следует отличать от источников радиоактивного излучения, которые испускают излучение постоянно и не могут быть включены или выключены с помощью простых электрических средств управления. Электронное излучение ускорителя прекращается при выключении системы, при этом остаточное излучение не остается ни внутри оборудования, ни вокруг него, ни на обрабатываемом материале [8, 9, 11, 14].

Промышленные ускорители можно классифицировать по максимальной энергии электронов. Ускорители низких энергий обычно находятся в диапазоне 75–300 кэВ, верхний предел иногда расширяется до 500 кэВ. Диапазон средних энергий – от 300 или 500 кэВ до 5 МэВ, диапазон высоких энергий – от 5 до 10 или 12 МэВ. Эти диапазоны показывают глубину проникновения электронов в материал и, соответственно, область их применения. Так, для отверждения покрытий используют ускорители низких энергий, для материалов большого объема и толщины предпочтительны высокие энергии [10, 12].

Глубина проникновения ускоренных электронов в облученном материале не только увеличивается пропорционально их энергии, но и зависит от плотности и атомного состава материала, так как энергия переносится в основном за счет столкновений электронов луча с атомарными электронами материала. Поглощенная доза материала постепенно увеличивается, достигает максимума на определенной глубине и далее уменьшается. Это происходит из-за обратного рассеяния электронов, образующегося в результате взаимодействия между электронным пучком и атомарными электронами материала, а также из-за потерь энергии луча при прохождении через материал [10, 12].

Доза (поглощенная доза) – количество поглощенной энергии на единицу массы материала. Доза облученных образцов может быть измерена дозиметром или оценена с помощью расчетов, основанных на моделировании. При заданной энергии электронного пучка желаемую поглощенную дозу для материала можно получать, регулируя ток луча и скорость транспортировки материала. В общем случае поглощенная доза прямо пропорциональна току луча и обратно пропорциональна скорости. Доза устанавливается на уровне, обеспечивающем проведение желаемой реакции, однако слишком высокая доза может негативно сказаться на характеристиках материала [9, 12].

Среди преимуществ технологии электронно-лучевого отверждения:

– увеличение производительности – по сравнению с процессом термического отверждения, который часто представляет собой длительный цикл нагрева, выдержки и постепенного охлаждения, или другими видами радиационного облучения (γ-лучи или рентгеновские лучи) продолжительность отверждения значительно сокращается. Это особенно актуально для чернил, красок и составов для ламинирования – для них продолжительность отверждения может уменьшиться с нескольких часов до долей секунд. Энергоэффективность и направленность процесса очень высока, поскольку электроны переносят энергию в объем материала напрямую, в отличие от тепловой энергии, которая поступает в материал из окружающей среды путем диффузии [9, 10, 12, 15];

– простота эксплуатации и обслуживания системы облучения. Поскольку система электронного облучения электрическая, реакция может быть инициирована или остановлена путем включения и выключения переключателя, а управление производится установкой нескольких параметров. Это обеспечивает гибкость с точки зрения

обработки – при необходимости процесс может быть быстрым или медленным, возможно выборочное отверждение участков материала [7, 8, 16, 17];

– в составах для электронно-лучевого отверждения не используются растворители, следовательно, образование летучих веществ сводится к минимуму. Экологичность производства повышается, и не требуется дополнительных мер предосторожности. В отличие от составов для ультрафиолетового отверждения, краски и покрытия, отверждаемые электронным пучком, не содержат токсичных фотоинициаторов [9, 10, 16, 18];

– смолы, разработанные для отверждения под действием электронно-лучевого излучения, более стабильны и имеют более длительный срок хранения при комнатной температуре. Это сокращает количество отходов, а также упрощает очистку излишков материалов [15, 16];

– электронно-лучевая обработка может сочетаться с разными технологиями изготовления композитов: контактное формование, намотка, вакуумная инфузия, пултрузия, RTM-формование, изготовление и отверждение препрегов и др. [13, 17–20]. На рис. 2 схематично представлен процесс пултрузии с электронно-лучевым отверждением.

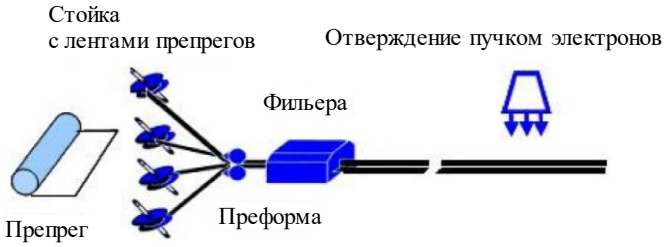


Рис. 2. Использование электронного облучения в пултрузии [18]

Среди недостатков электронно-лучевого отверждения следующие:

– большие капитальные затраты, особенно для ускорителей высоких энергий, которым также необходимо объемное бетонное экранирование от излучения – главный недостаток, ограничивающий распространение технологии. Однако следует отметить, что потребление электроэнергии системой относительно невелико: в сравнении с автоклавом, который также требует больших капитальных затрат, расходы на электронно-лучевую установку могут быть в несколько раз меньше [13, 17, 21];

– электронно-лучевая обработка проводится при комнатной температуре, следовательно, в отвержденных этим методом материалах должны отсутствовать остаточные термические напряжения и усадка, но на практике это может быть не так [22, 23]. Стоит учитывать, что во время экзотермической реакции полимеризации материал может нагреваться до высоких температур. В основном это актуально для ПКМ, так как при этом отверждается большой объем матрицы. Тонкие пленки электронно-отверждаемых клеев могут склеить материалы с различными коэффициентами линейного теплового расширения, не создавая межфазной деформации [10];

– многочисленные физико-химические превращения, связанные с электронно-лучевым отверждением ПКМ, затрудняют прогнозирование технологических условий, необходимых для получения высококачественных прочных компонентов. В некоторых исследованиях наблюдали снижение механических и адгезионных свойств по сравнению с аналогичными характеристиками для ПКМ, отвержденных термически [17, 23].

Во время воздействия электронным лучом могут образовываться различные типы активных центров, что инициирует полимеризацию по двум основным механизмам – свободнорадикальному или катионному. Конкретный механизм определяется природой моно- или олигомера. Акриловые и метакриловые системы, малеиновые и фумаровые

смолы, малеимиды могут полимеризоваться по свободнорадикальному механизму. Эпоксиды, виниловые эфиры, оксетаны, оксазолины и стирол полимеризуются катионно в присутствии соответствующего инициатора, диссоциирующего под воздействием электронного пучка. К наиболее распространенным катионным инициаторам относятся ониевые соли – например, диарилиодониевые или триарилсульфониевые (рис. 3) с слабонуклеофильными или ненуклеофильными анионами. Изначально эти соли использовали как фотоинициаторы, но исследования показали, что они также хорошо подходят и для электронно-лучевой полимеризации.

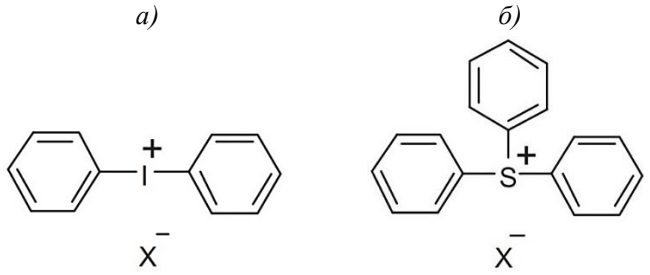


Рис. 3. Ониевые соли: диарилиодониевая (*а*) и триарилсульфониевая (*б*) (X^-: BF_4^-, PF_6^-, AsF_6^-, SbF_6^-)

При облучении солей диарилиодония и триарилсульфония образуются сильные кислоты с соответствующими противоанионами, а также радикальные катионы. Тип аниона определяет эффективность инициатора – от него зависит скорость полимеризации. При использовании одного типа катиона реакционная способность анионов в процессе отверждения следующая: $SbF_6^- > AsF_6^- > PF_6^- > BF_4^-$. Другие важные свойства инициатора – особенности поглощения радиации, совместимость с другими добавками, растворимость в мономерах, токсичность и термическая стабильность – зависят от типа катиона. В общем случае диарилиодониевая соль более эффективна, чем триарилсульфониевая соль того же аниона. Механизмы инициирования для обоих классов солей схожи. Некоторые коммерчески доступные иодониевые и сульфониевые соли представлены на рис. 4 и 5.

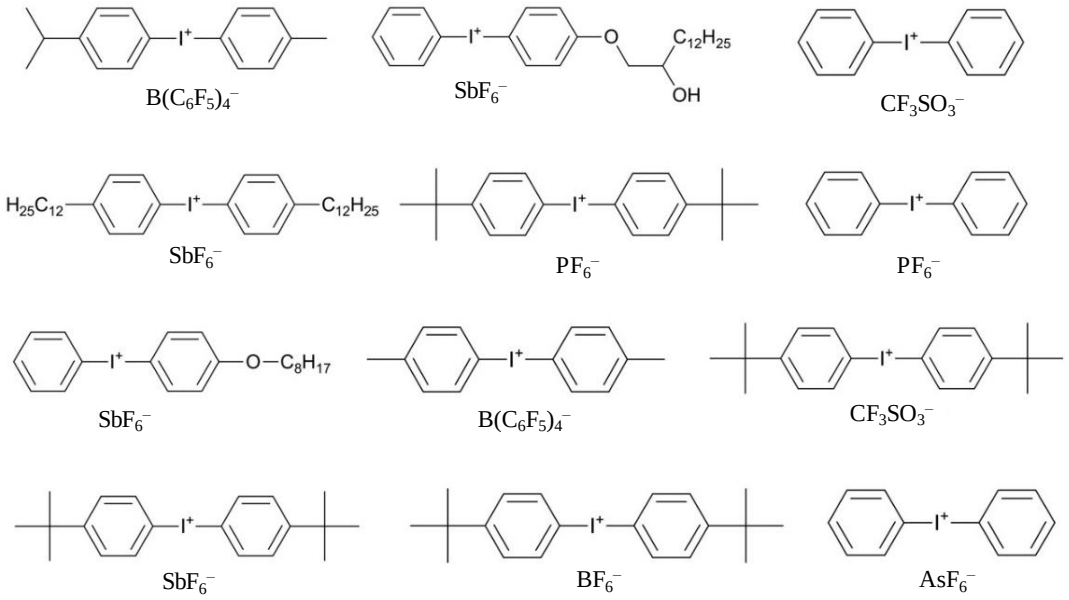


Рис. 4. Иодониевые соли [22]

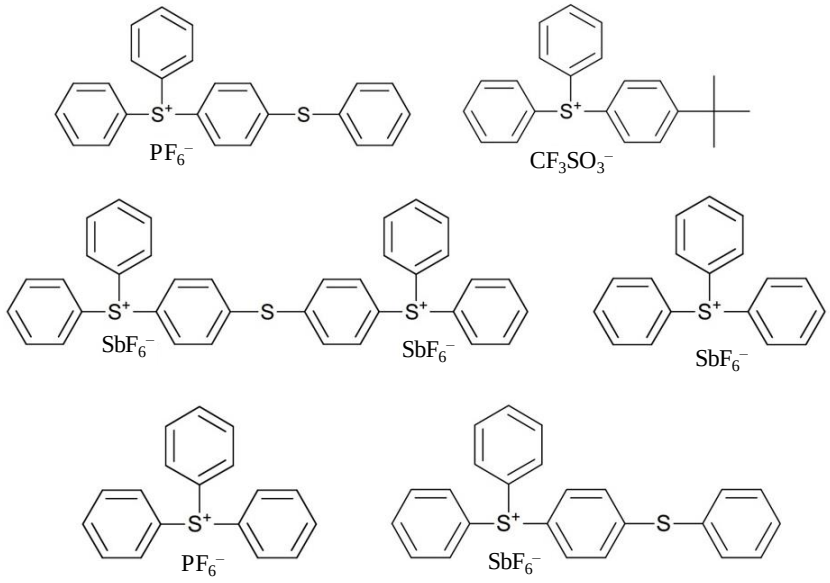


Рис. 5. Сульфониевые соли [22]

Открытие диарилиодониевых и триарилсульфониевых солей как доступных и эффективных инициаторов привело к разработке других ониевых соединений на основе хлора, брома, селена, азота и фосфора. Эти соединения используются как фотоинициаторы, но не получили распространения для электронно-лучевой полимеризации. Помимо ониевых солей, существует другой класс инициаторов, основанный на соединениях металлов. Ареновые комплексы циклопентадиенила железа (II) также показали хорошие результаты и как фотоинициаторы, и как инициаторы электронно-лучевой полимеризации. Среди их преимуществ – регулируемые характеристики поглощения путем возможного использования разных лигандов, высокая термическая стабильность и доступность. При катионной полимеризации эпоксидов эти соединения показывают высокую, но меньшую, чем у солей ония, эффективность. Комплексы алкенов серебра общей формулы $[Ag(алкен)_m]MF_n^-$, где MF_n^- – слабый основный анион, например, SbF_6^- – еще один эффективный тип инициаторов катионной полимеризации. Для электронно-лучевого отверждения эпоксидных смол на основе бисфенола А и эпоксиноволачных смол его эффективность сравнима с эффективностью иодониевых солей. Некоторые свойства инициатора, такие как растворимость в смоле и радиационная чувствительность, можно контролировать путем подбора алкена [22].

Наиболее перспективные из вышеупомянутых систем для изготовления ПКМ электронно-лучевого отверждения – свободнорадикальные смолы на основе акрилатов и метакрилатов, а также эпоксидные смолы, отвержденные с использованием солей диарилиодония или триарилсульфония. Выбор полимерной матрицы для производства зависит от требуемых характеристик ПКМ [15, 17, 22].

Клеи электронно-лучевого отверждения изготавливают в основном на основе акриловых смол. Первые акриловые клеи обладали повышенной хрупкостью, что положило начало многочисленным вариантам их модификации. В работе [24] исследовали пять смол различного структурного строения и реологических характеристик, две из которых были полиуретанами, модифицированными акрилом, еще две – эпоксидами, модифицированными акрилом, и одна – метакрилатом бисфенола А. Из них изготовлены образцы для определения механических свойств при растяжении и клеевых соединений для определения прочности при сдвиге и обработаны электронным пучком до

достижения степени отверждения 95 % и более. Образцы показали удовлетворительные прочностные результаты, самые низкие значения наблюдались у метакрилата. Однозначную связь между химическим строением смол, реологическим поведением и адгезией в данном случае установить было сложно, но прослеживалось влияние наличия полярных групп в макромолекулах, которые позволяют образовывать водородные связи с поверхностями субстратов, а также гибкости макромолекул. Клеи на основе уретанакрилатов также исследовали в работах [25, 26]: изучали влияние добавления различных сшивающих агентов и поглощенной дозы на адгезионные свойства и зависимость этих свойств от содержания гелевой фазы. Установлено, что для всех использованных добавок с увеличением дозы адгезионные характеристики возрастали, достигали максимума, а затем снижались. Такая же зависимость наблюдалась при увеличении концентрации сшивающего вещества при фиксированной дозе. Следовательно, для каждой клеевой композиции существуют оптимальные величины параметров, позволяющие достичь максимального уровня свойств. С гелевой фазой наблюдалась следующая зависимость: с увеличением содержания геля адгезионные свойства снижались. Это связано с тем, что более сшитый полимер хуже смачивает поверхность подложки. Аналогичный результат получен в работе [27]: наилучшую адгезию клеевой состав на основе метакрилата и полиэфира показал при наименьшем содержании геля. Однако слишком низкое содержание сшитого полимера может ухудшить когезионные характеристики, поэтому необходимо подбирать точку с желаемым балансом адгезионных и когезионных свойств. В целом получение оптимальных прочностных и адгезионных характеристик в клеях электронно-лучевого отверждения – сложная задача, так как многие из компонентов, помимо целевого применения, влияют на жизнеспособность и радиационную чувствительность материала, а зависимости свойств от количества добавок часто имеют нелинейный характер и устанавливаются только экспериментальным путем [28, 29].

Некоторые полимеры, термически отверждаемые для создания матриц ПКМ, показывают лучшие свойства при отверждении электронным лучом. В работе [30] для эпоксидной смолы – диглицидилового эфира бисфенола F, используемого в качестве матрицы углепластика, провели сравнение двух режимов отверждения – термического и электронно-лучевого. Для термического отверждения в смолу добавили отвердители – метилтетрагидрофталевый ангидрид и бензилдиметиламин, для электронно-лучевого – катионный инициатор (соль иодония). Температура стеклования образцов радиационного отверждения, по сравнению с термическим, увеличилась на 17 % при значительном преимуществе во времени процесса: общее время цикла электронно-лучевого отверждения составило несколько минут, термического – более 20 ч. Но в некоторых случаях радиационная обработка не оказывается однозначно преимущественным вариантом: в исследовании [31] акриловую и метакриловую смолы отверждали тремя разными способами – электронно-лучевым, ультрафиолетовым и термическим. При электронно-лучевом отверждении наблюдалось очень быстрое повышение температуры и высокие максимальные температуры реакции, небольшое количество недоотвержденных групп и высокие температуры стеклования, а также однородность полимерной сетки. При термическом отверждении инициация реакции протекала дольше, но была достигнута бóльшая температура реакции и бóльшая степень отверждения. Худшие результаты показало ультрафиолетовое отверждение: низкая температура реакции не обеспечивала достаточную подвижность молекул, и смолы оказались сильно недоотвержденными. Дополнительно исследовали влияние присутствия наполнителя на процесс отверждения: добавленное стекловолокно действует как теплоотвод, что для недостаточно экзотермической реакции может также привести к недоотверждению матрицы. Исследование наполнителей продолжили в работе [32], где выявили

зависимость температуры реакции от массовой доли и материала волокна. Углеродное волокно, как более теплопроводное, приводило к большему понижению температуры реакции, чем стекловолокно. Температура реакции снижалась и с увеличением массовой доли волокна.

Как упоминалось ранее, у ПКМ электронно-лучевого отверждения, по сравнению с термически отвержденными, иногда отмечают пониженную межфазную адгезию матрицы и наполнителя. Это может быть связано как с химической несовместимостью компонентов, так и с физическими явлениями, вызываемыми процессом облучения и, следовательно, другими механизмами формирования границы раздела. Например, в работе [33] измеряли удельную работу расслоения в условиях сдвига и отрыва и прочность при межслойном сдвиге для образцов однонаправленного углепластика на основе диглицидилового эфира бисфенола А, отвержденного тремя разными способами: электронно-лучевым, электронно-лучевым с последующей термической обработкой и термическим. Механическое поведение образцов электронно-лучевого отверждения при испытании на расслоение указывало на слабую адгезию между волокном и матрицей, значения прочности при межслойном сдвиге также были низкими. Образцы, прошедшие термическую обработку после радиационного отверждения, показали более высокие значения, а самые высокие значения наблюдали у термически отвержденных углепластиков. Результат, полученный в исследовании, указывает на положительное влияние термообработки после облучения на межфазное взаимодействие. Среди возможных процессов, вызывающих этот эффект, – появление новых химических связей и термических напряжений, которые не возникали при радиационной обработке из-за кратковременного или ограниченного повышения температуры [22].

Еще один способ улучшения адгезии между матрицей и наполнителем – химическая обработка поверхности наполнителя. В исследовании [23] для повышения прочности при межслойном сдвиге углепластика на основе эпоксиакриловой смолы для этого использовали специальный состав по типу аппрета. К составу предъявляли следующие требования: он должен ограждать наполнитель от матрицы, создавать ковалентные связи и с поверхностью волокна, и с матрицей и иметь гибкую структуру молекул, чтобы противодействовать напряжениям, создаваемым при усадке матрицы. Для изготовления состава использовали эпоксидные смолы и уретанакрилат, смешанные в определенном соотношении и растворенные в ацетоне для создания избытка изоцианатных групп. Описывается множество возможных сильно зависящих от температуры реакций, происходящих между молекулами состава и на поверхности волокон, включающих реакции циклизации изоцианатных групп. Волокна протягивали через ванну с составом и высушивали при повышенной температуре, после чего пропитывали матричной смолой и отверждали электронным лучом. После отверждения образцы углепластика испытывали на межслойный сдвиг: значения прочности образцов с волокнами, обработанными составом, были на 33 % выше, чем у образцов с волокнами без обработки, и сравнимы со значениями, полученными после термического отверждения. Улучшение адгезии также подтверждено результатами сканирующей электронной микроскопии, которая показала когезионное разрушение образцов, обработанных составом.

Однако не всегда снижение механических свойств пластиков может быть вызвано снижением адгезии. В работе [34] слоистый ПКМ, изготовленный из препрегов на основе углеродных волокон и эпоксиакриловой смолы перед отверждением электронным лучом предварительно термообрабатывали под вакуумом в течение 30 мин при пяти различных температурах – от 70 до 140 °С. Контрольные образцы не проходили термообработку перед отверждением. После отверждения у образцов измеряли

прочность при изгибе, контрольные образцы показали наименьшие значения, наибольшие – образцы, термообработанные при температурах >100 °С. Анализ образцов при помощи микроскопа показал, что у контрольных образцов возникли зазоры между слоями препрега. Термообработка снизила вязкость смолы, и воздушные пустоты были устранены, что привело к увеличению прочности.

Для материалов, не достигших высокой степени отверждения после электронно-лучевой обработки, последующая термическая обработка приводит к завершению полимеризации. Это происходит из-за наличия остаточных активных центров и реакционноспособных функциональных групп в полимерных системах. При нагреве они приобретают достаточную подвижность для того, чтобы вызвать дальнейшую реакцию отверждения [22]. В работе [35] исследовали возможность отверждения ПКМ на основе углеродных волокон и эпоксидной смолы при помощи низкоэнергетического электронного луча. Препрег толщиной 0,125 мм облучали пучком с энергией 125 кэВ в разных дозах – от 30 до 300 кГр. Электронный луч с такой энергией не способен проникнуть на полную толщину препрега, поэтому облучение проводили с двух сторон. Наибольшая степень отверждения, при наибольшей дозе составила 61,8 %, что указывает на недоотверждение ПКМ, при этом температура стеклования составила 48,6 °С. Для улучшения характеристик препрег доотверждали термически при 160 °С в течение 30 мин. Помимо небольшой глубины проникновения в материал, электронный луч с низкой энергией не обеспечивает достаточного теплового эффекта реакции для полного отверждения материала: для сравнения, при получении дозы 150 кГр с использованием луча с энергией 12 МэВ температура препрега может возрастать до 250 °С и оставаться на уровне не менее 100 °С в течение всего времени отверждения. Следовательно, в данном случае термообработка после облучения оказывает решающее значение для получения оптимальных характеристик. В работе [21] продолжили исследование отверждения эпоксидных ПКМ электронным лучом с термическим доотверждением: облученные с двух сторон препреги укладывали для получения плит углепластика, которые после выкладки необходимого количества слоев проходили термообработку при 180 °С в течение 30 мин. Для препрегов подбирали различные комбинации доз облучения для получения удовлетворительных результатов испытаний прочности на межслойный сдвиг. При оптимальной дозе связующее после обработки электронным лучом должно быть достаточно отвержденным, чтобы успеть доотвердиться при заданной продолжительности термообработки, и при этом достаточно текучим, чтобы обеспечить хорошую адгезию между слоями углепластика. Таким образом, радиационное отверждение с последующим термическим отверждением может применяться для получения ПКМ, но следует отметить, что этот способ подходит при использовании электронного луча с низкой энергией. Электронный луч с высокой энергией способен отверждать конструкции больших толщин без дополнительного нагрева.

Составы, отверждаемые электронным лучом, широко распространены во многих сферах деятельности и промышленности. Чернила применяются в типографии для различных видов печати, в том числе на упаковках пищевой и непищевой продукции, лаки и клеи – для ламинирования. Даже если в процессе используются обычные чернила, сверху может быть нанесено электронно-отверждаемое покрытие: существуют как автономные системы отверждения, так и устанавливаемые в печатный станок (рис. 6). Часто электронные пучки комбинируют с широкоформатными прессами для крупносерийного производства и печатных изделий с тонкой графикой. Краски, помимо печати, применяют для деталей мебели, напольных покрытий, декоративных панелей [9–11]; клеевые составы – в конструкциях машиностроения и липких лентах [25, 28, 36].



Рис. 6. Встраиваемый модуль для нанесения покрытий электронно-лучевого отверждения [9]

Композиты электронно-лучевого отверждения внедряются в аэрокосмическую промышленность. Среди деталей летательных аппаратов, изготовленных по этой технологии, – топливные баки, каркасы фонарей, обтекатели, воздуховоды, приводные валы, корпусы и кожухи вентиляторов двигателей. Электронный луч используется и для ремонта композитных деталей самолетов. Помимо ускорения процесса, это позволяет фокусировать электроны только на поврежденной области, уменьшая возникающие напряжения и предотвращая возможное повреждение окружающей поверхности. Детали, отремонтированные при помощи электронно-лучевого отверждения, по свойствам не уступают отремонтированным термически или даже превосходят их. На рис. 7 показано отверждение электронным пучком стеклопластиковой заплаты на поврежденном обтекателе пассажирского самолета. При производстве ПКМ электронный луч также используется для обработки поверхности наполнителя – в частности, углеродных волокон, что может улучшить адгезию к матрице [10, 12, 13, 36, 37].

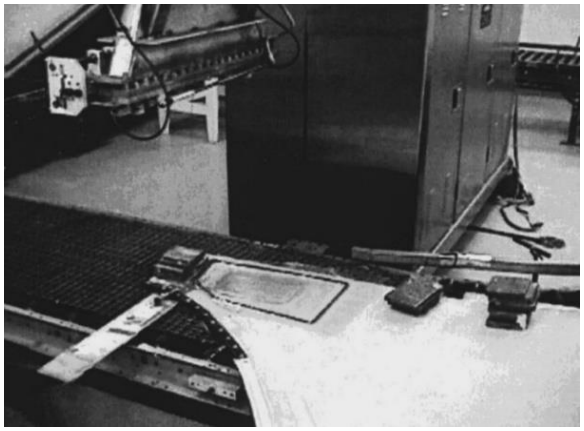


Рис. 7. Ремонт обтекателя при помощи электронного луча [37]

Заключения

Проведенный анализ научно-технических литературных данных свидетельствует о том, что электронно-лучевое отверждение является перспективной альтернативой традиционным термическим методам отверждения ПКМ. Технология основана на использовании ускоренных электронов, генерируемых промышленными ускорителями (с диапазоном энергий от 75 кэВ до 12 МэВ), и включает следующее оборудование: вакуумную камеру с вольфрамовым катодом и титановым окном; системы транспортировки материала, вакуумирования и радиационной защиты (свинцовое экранирование). Основные управляемые параметры процесса – энергия пучка, ток, скорость перемещения изделия и поглощенная доза.

В зависимости от химической природы связующего реализуются два механизма полимеризации: свободнорадикальный (для акрилатов, метакрилатов) и катионный (для эпоксидных смол, виниловых эфиров). В последнем случае применяются инициаторы на основе ониевых солей (диарилиодониевых, триарилсульфониевых) или металлокомплексов. Технология совместима с различными методами формования: пултрузией, намоткой, вакуумной инфузией, RTM и изготовлением препрегов.

Основные преимущества метода – высокая производительность (секунды или минуты вместо часов), низкое энергопотребление, экологичность (отсутствие растворителей и фотоинициаторов), стабильность смол при хранении, возможность выборочного отверждения и работы при комнатной температуре. К недостаткам относят высокие капитальные затраты на оборудование и защиту от электронно-лучевого излучения, а также потенциальное снижение адгезии, требующее дополнительных технологических приемов.

Перспективность электронно-лучевого отверждения подтверждается его внедрением в аэрокосмической отрасли (топливные баки, обтекатели, ремонт деталей), автомобилестроении, производстве клеев и покрытий. Особый интерес технология представляет для непрерывных процессов (например, пултрузии) и изготовления крупногабаритных изделий, где высокая скорость и энергоэффективность являются критическими факторами. Дальнейшее развитие метода связано с оптимизацией рецептур связующих, разработкой гибридных (радиационно-термических) процессов и созданием доступных ускорителей энергии среднего класса.

Список источников

1. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 122–144. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 02.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
2. 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: 02.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.
3. 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: 02.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
4. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Мельников Д.А., Грачева А.Д., Городилова Н.А. Изготовление заготовки элемента тяги системы управления вертолетов с применением объемно-армированных плетеных преформ из углеродного волокна // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 112–122. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-112-122.
5. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 22–33. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 02.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33
6. Wali A.S., Kumar S., Khan D. A review on recent development and application of radiation curing // Materials Today: Proceedings. 2023. Vol. 82. P. 68–74.
7. Abou Elmaaty T., Okubayashi S., Elsisi H., Abouelenin S. Electron beam irradiation treatment of textiles materials: a review // Journal of Polymer Research. 2022. Vol. 29. No. 117. P. 1–19.
8. Kashiwagi M., Hoshi Y. Electron beam processing system and its application // Sei Technical Review. 2012. No. 75. P. 47–54.

9. Zapka W. Inkjet Printing in Industry: Materials, Technologies, Systems, and Applications. Wiley-VCH, 2022. 1872 p.
10. Hamm R.W., Hamm M.E. Industrial Accelerators and Their Applications. World Scientific, 2012. 421 p.
11. Zapka W. Handbook of Industrial Inkjet Printing: A Full System Approach. Wiley-VCH, 2017. 984 p.
12. Yoo S.H. Short review of utilization of electron-beam irradiation for preparing polyacrylonitrile-based carbon fibers and improving properties of carbon-fiber-reinforced thermoplastics // Carbon Letters. 2022. Vol. 32. P. 413–429.
13. Hay J.N., O`Gara P. Recent developments in thermoset curing methods // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering. 2006. Vol. 220 (3). P. 187–195.
14. Leach R.H., Pierce R.J., Hickman E.P. et al. The Printing Ink Manual. Dordrecht: Springer, 1993. 993 p.
15. Javadi A., Mehr H.S., Sobani M., Soucek M.D. Cure-on-command technology: A review of the current state of the art // Progress in Organic Coatings. 2016. Vol. 100. P. 2–31.
16. Lopata V., Saunders C., Singh A. et al. Electron-beam-curable epoxy resins for the manufacture of high-performance composites // Radiation Physics and Chemistry. 1999. Vol. 56 (4). P. 405–414.
17. Pascault J., Williams R. Epoxy Polymers: New Materials and Innovations. Wiley-VCH, 2010. 367 p.
18. Ларичева В.П., Степанов В.И., Ковалев Б.А., Смирнова Л.А. Радиационная технология армированных композиционных материалов – прорывная технология изготовления изделий для авиационной техники на современном этапе // Новости материаловедения. Наука и техника. 2014. № 3. Ст. 07. URL: http://www.materialsnews.ru (дата обращения: 27.03.2026).
19. Rizzolo R., Walczyk D., Kuppers J. et al. Rapid consolidation and curing of advanced composites using electron beam irradiation // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2019. Vol. 233 (4). P. 1168–1181.
20. Wang B., Ming Y., Zhu Y. et al. Fabrication of continuous carbon fiber mesh for lightning protection of large-scale wind-turbine blade by electron beam cured printing // Additive Manufacturing. 2020. Vol. 31. Art. 100967.
21. Zhang J., Duan Y., Zhao X., Wang B. Irradiation dose control for polymer-matrix composites fabricated by in situ curing with low energy electron beam // Journal of Applied Polymer Science. 2017. Vol. 134 (24). Art. 44944.
22. Wolff-Fabris F., Altstädt V., Arnold U., Döring M. Electron Beam Curing of Composites. Hanser Publications, 2010. 136 p.
23. Vautard F., Grappe H., Ozcan S. Engineered Interface Chemistry to Improve the Strength of Carbon Fiber Composites Cured by Electron Beam // Industrial & Engineering Chemistry Research. 2014. Vol. 53 (32). P. 12729–12736.
24. Cadinot N., Boutevin B., Parisi J.P. et al. Electron-beam curable structural adhesives. Part 1: Study of acrylic resins for structural adhesive applications // International Journal of Adhesion and Adhesives. 1994. Vol. 14. No. 4. P. 237–241.
25. Singh A.K., Mehra D.S., Niyogi U.K. et al. Breathability studies of electron beam curable polyurethane pressure sensitive adhesive for bio-medical application // Radiation Physics and Chemistry. 2014. Vol. 103. P. 75–83.
26. Singh A.K., Mehra D.S., Niyogi U.K. et al. Effect of crosslinkers on adhesion properties of electron beam curable polyurethane pressure sensitive adhesive // International Journal of Adhesion and Adhesives. 2013. Vol. 41. P. 73–79.
27. Ebe K., Sasaki T. Electron beam curing of aliphatic unsaturated polyesters. I. Mechanistic study on converting to pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 2003. Vol. 88 (7). P. 1854–1857.
28. Смирнова Ю.А. Композиции электронно-лучевого отверждения для липких лент: автореф. дис. … канд. хим. наук. СПб., 2005. 20 с.

29. Smirnova Y.A., Vasil'eva I.V., Persinen A.A. Electron-Beam-Cured Adhesives Based on Low-Molecular-Weight Carboxylated Butadiene-Nitrile Rubber // Russian Journal of Applied Chemistry. 2005. Vol. 78. P. 1031–1033.
30. Nishitsuji D.A., Marinucci G., Evora M.C., de Andrade e Silva L.G. Study of electron beam curing process using epoxy resin system // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2007. Vol. 265. No. 1. P. 135–138.
31. Glauser T., Johansson M., Hult A. A comparison of radiation and thermal curing of thick composites // Macromolecular Materials and Engineering. 2000. Vol. 274 (1). P. 25–30.
32. Glauser T., Johansson M., Hult A. Electron-beam curing of thick thermoset composites: Effect of temperature and fiber // Macromolecular Materials and Engineering. 2000. Vol. 274 (1). P. 20–24.
33. Pitarresi G., Alessi S., Tumino D. et al. Interlaminar Fracture Toughness Behavior of Electron-Beam Cured Carbon-Fiber Reinforced Epoxy-Resin Composites // Polymer Composites. 2014. Vol. 35 (8). P. 1529–1542.
34. Kim H.B., Oh S., Jeong Y.G. et al. Effects of heat treatment on the microstructure and flexural mechanical properties of carbon fiber reinforced composite cured by electron beam // Materials Today Communications. 2023. Vol. 37. Art. 107181.
35. Zhao X., Duan Y., Li D. et al. Investigation of curing characteristics of carbon fiber/epoxy composites cured with low-energy electron beam // Polymer Composites. 2014. Vol. 36 (9). P. 1731–1737.
36. Berejka A.J., Eberle C. Electron beam curing of composites in North America // Radiation Physics and Chemistry. 2002. Vol. 63 (3). P. 551–556.
37. Saunders C., Lopata V., Barnard J., Stepanik T. Electron beam curing – Taking good ideas to the manufacturing floor // Radiation Physics and Chemistry. 2000. Vol. 57 (3). P. 441–445.

References

1. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 122–144. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: April 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
2. 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: April 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.
3. 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: April 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
4. Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Melnikov D.A., Gracheva A.D., Gorodilova N.A. Manufacturing of a draft element of a helicopter control system thrust using volume-reinforced woven carbon fiber preforms. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 112–122. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 02, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-112-122.
5. Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 22–33. Available at: https://www.journal.viam.ru (accessed: April 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
6. Wali A.S., Kumar S., Khan D. A review on recent development and application of radiation curing. *Materials Today: Proceedings*, 2023, vol. 82, pp. 68–74.
7. Abou Elmaaty T., Okubayashi S., Elsisi H., Abouelenin S. Electron beam irradiation treatment of textiles materials: a review. *Journal of Polymer Research*, 2022, vol. 29, no. 117, pp. 1–19.
8. Kashiwagi M., Hoshi Y. Electron beam processing system and its application. *Sei Technical Review*, 2012, no. 75, pp. 47–54.

9. Zapka W. *Inkjet Printing in Industry: Materials, Technologies, Systems, and Applications*. Wiley-VCH, 2022, 1872 p.
10. Hamm R.W., Hamm M.E. *Industrial Accelerators and Their Applications*. World Scientific, 2012, 421 p.
11. Zapka W. *Handbook of Industrial Inkjet Printing: A Full System Approach.* Wiley-VCH, 2017, 984 p.
12. Yoo S.H. Short review of utilization of electron-beam irradiation for preparing polyacrylonitrile-based carbon fibers and improving properties of carbon-fiber-reinforced thermoplastics. *Carbon Letters*, 2022, vol. 32, pp. 413–429.
13. Hay J.N., O`Gara P. Recent developments in thermoset curing methods. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, 2006, vol. 220 (3), pp. 187–195.
14. Leach R.H., Pierce R.J., Hickman E.P. et al. *The Printing Ink Manual*. Dordrecht: Springer, 1993, 993 p.
15. Javadi A., Mehr H.S., Sobani M., Soucek M.D. Cure-on-command technology: A review of the current state of the art. *Progress in Organic Coatings*, 2016, vol. 100, pp. 2–31.
16. Lopata V., Saunders C., Singh A. et al. Electron-beam-curable epoxy resins for the manufacture of high-performance composites. *Radiation Physics and Chemistry*, 1999, vol. 56 (4), pp. 405–414.
17. Pascault J., Williams R. *Epoxy Polymers: New Materials and Innovations*. Wiley-VCH, 2010, 367 p.
18. Laricheva V.P., Stepanov V.I., Kovalev B.A., Smirnova L.A. Radiation technology of reinforced composite materials – a breakthrough technology for manufacturing products for aviation equipment at the present stage. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2014, no. 3, art. 07. Available at: http://www.materialsnews.ru (accessed: March 27, 2026).
19. Rizzolo R., Walczyk D., Kuppers J. et al. Rapid consolidation and curing of advanced composites using electron beam irradiation. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2019, vol. 233 (4), pp. 1168–1181.
20. Wang B., Ming Y., Zhu Y. et al. Fabrication of continuous carbon fiber mesh for lightning protection of large-scale wind-turbine blade by electron beam cured printing. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 31, art. 100967.
21. Zhang J., Duan Y., Zhao X., Wang B. Irradiation dose control for polymer-matrix composites fabricated by in situ curing with low energy electron beam. *Journal of Applied Polymer Science*, 2017, vol. 134 (24), art. 44944.
22. Wolff-Fabris F., Altstädt V., Arnold U., Döring M. *Electron Beam Curing of Composites*. Hanser Publications, 2010, 136 p.
23. Vautard F., Grappe H., Ozcan S. Engineered Interface Chemistry to Improve the Strength of Carbon Fiber Composites Cured by Electron Beam. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 2014, vol. 53 (32), pp. 12729–12736.
24. Cadinot N., Boutevin B., Parisi J.P. et al. Electron-beam curable structural adhesives. Part 1: Study of acrylic resins for structural adhesive applications. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 1994, vol. 14, no. 4, pp. 237–241.
25. Singh A.K., Mehra D.S., Niyogi U.K. et al. Breathability studies of electron beam curable polyurethane pressure sensitive adhesive for bio-medical application. *Radiation Physics and Chemistry*, 2014, vol. 103, pp. 75–83.
26. Singh A.K., Mehra D.S., Niyogi U.K. et al. Effect of crosslinkers on adhesion properties of electron beam curable polyurethane pressure sensitive adhesive. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2013, vol. 41, pp. 73–79.
27. Ebe K., Sasaki T. Electron beam curing of aliphatic unsaturated polyesters. I. Mechanistic study on converting to pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 2003, vol. 88 (7), pp. 1854–1857.
28. Smirnova Yu.A. *Electron-beam curing compositions for adhesive tapes*: thesis abstract, Cand. Sc. (Chem.). St. Petersburg, 2005, 20 p.

29. Smirnova Y.A., Vasil'eva I.V., Persinen A.A. Electron-Beam-Cured Adhesives Based on Low-Molecular-Weight Carboxylated Butadiene-Nitrile Rubber. *Russian Journal of Applied Chemistry*, 2005, vol. 78, pp. 1031–1033.
30. Nishitsuji D.A., Marinucci G., Evora M.C., de Andrade e Silva L.G. Study of electron beam curing process using epoxy resin system. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2007, vol. 265, no. 1, pp. 135–138.
31. Glauser T., Johansson M., Hult A. A comparison of radiation and thermal curing of thick composites. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2000, vol. 274 (1), pp. 25–30.
32. Glauser T., Johansson M., Hult A. Electron-beam curing of thick thermoset composites: Effect of temperature and fiber. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2000, vol. 274 (1), pp. 20–24.
33. Pitarresi G., Alessi S., Tumino D. et al. Interlaminar Fracture Toughness Behavior of Electron-Beam Cured Carbon-Fiber Reinforced Epoxy-Resin Composites. *Polymer Composites*, 2014, vol. 35 (8), pp. 1529–1542.
34. Kim H.B., Oh S., Jeong Y.G. et al. Effects of heat treatment on the microstructure and flexural mechanical properties of carbon fiber reinforced composite cured by electron beam. *Materials Today Communications*, 2023, vol. 37, art. 107181.
35. Zhao X., Duan Y., Li D. et al. Investigation of curing characteristics of carbon fiber/epoxy composites cured with low-energy electron beam. *Polymer Composites*, 2014, vol. 36 (9), pp. 1731–1737.
36. Berejka A.J., Eberle C. Electron beam curing of composites in North America. *Radiation Physics and Chemistry*, 2002, vol. 63 (3), pp. 551–556.
37. Saunders C., Lopata V., Barnard J., Stepanik T. Electron beam curing – Taking good ideas to the manufacturing floor. *Radiation Physics and Chemistry*, 2000, vol. 57 (3), pp. 441–445.

Информация об авторах

Путилина Полина Максимовна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Polina M. Putilina, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.07.2026.
The article was submitted 17.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 20.07.2026.

Научная статья

УДК 544.431
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-154-164

ХИМИЧЕСКИЕ РЕАКЦИИ ПИРОЛИТИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ МЕТИЛДИХЛОРСИЛАНА

Д.В. Сидоров[1], А.Д. Сидоров[2]

[1]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru
[2]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «МИРЭА – Российский технологический университет», Институт информационных технологий, Москва, Россия; mirea@mirea.ru

Аннотация. *Представлено теоретическое исследование химических реакций, протекающих в ходе термического разложения изолированной молекулы метилдихлорсилана. Определены наиболее вероятные химические реакции разложения метилдихлорсилана и механизмы их протекания. При помощи метода квантовой химии рассчитаны термодинамические характеристики продуктов и структур переходного состояния при разных температурах. Вычислены константы скоростей протекания реакций при разных температурах.*

Ключевые слова: *метилдихлорсилан, пиролитическое разложение, переходное состояние, термодинамические характеристики, квантовая химия, константа скорости*

Для цитирования: Сидоров Д.В., Сидоров А.Д. Химические реакции пиролитического разложения метилдихлорсилана // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 154–164. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-154-164.

Scientific article

CHEMICAL REACTIONS OF PYROLYTIC DECOMPOSITION OF METHYLDICHLOROSILANE

D.V. Sidorov[1], A.D. Sidorov[2]

[1]Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru
[2]MIREA – Russian Technological University, Institute of Information Technologies, Moscow, Russia; mirea@mirea.ru

Abstract. *The article is devoted to a theoretical study of chemical reactions occurring during thermal decomposition of an isolated methyldichlorosilane molecule. The most probable chemical reactions of methyldichlorosilane decomposition and the mechanisms of their occurrence were determined. Using the quantum chemistry method thermodynamic were calculated characteristics of products and transition structures at different temperatures. The reaction rate constants at different temperatures have been also calculated.*

Keywords: *methyldichlorosilane, pyrolytic decomposition, transition state, thermodynamic characteristics, quantum chemistry, reaction rate*

For citation: Sidorov D.V., Sidorov A.D. Chemical reactions of pyrolytic decomposition of methyldichlorosilane. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 154–164. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-154-164.

Введение

Процесс пиролитического разложения кремнийорганических и металлорганических соединений широко используется в различных отраслях промышленности для осаждения пленок и покрытий [1]. Кремнийорганические соединения, которые могут существовать при обычных условиях как в газообразном, так и в жидком, и твердом агрегатных состояниях, являются достаточно удобным и предпочтительным исходным сырьем для синтеза функциональных покрытий из карбида кремния, оксида кремния, карбонитрида кремния и т. п.

Метилтрихлорсилан – наиболее распространенный кремнийорганический исходный мономер для получения карбида кремния [2, 3]. Способ получения метилтрихлорсилана промышленно освоен и основан на непосредственном взаимодействии кремния и хлорметила при высоких температурах (метод Рохова) [4]. В качестве исходных кремнийорганических мономеров для получения карбида кремния также могут применяться диметилдихлорсилан, триметилхлорсилан и метилдихлорсилан, которые образуются при взаимодействии кремния и хлорметила и могут быть выделены как побочные продукты синтеза метилтрихлорсилана [5].

Пиролитическое разложение метилтрихлорсилана рассмотрено в работах [6–8]. Установлено, что при воздействии высоких температур с наибольшей вероятностью происходит образование свободных радикалов в виде метила и трихлорида кремния за счет разрыва связи Si–C в структуре метилтрихлорсилана. Возможно также образование непредельных кремнийорганических соединений за счет конкурирующих реакций элиминирования.

Пиролитическое разложение диметилдихлорсилана изучено в меньшей степени. При исследовании в работах [9, 10] установлено, что основными продуктами разложения диметилдихлорсилана при использовании в качестве газа-носителя аргона или водорода являются метан, тетрахлорид кремния, трихлорсилан, дихлорсилан, метилтрихлорсилан. Наиболее вероятной считают [11] химическую реакцию, связанную с образованием дихлорсилана и метана.

В работе [12] по теоретическому и экспериментальному изучению механизма пиролиза триметилхлорсилана показано, что при температурах ~1200 К с кинетической точки зрения наиболее выгодно протекание химической реакции элиминирования HCl с образованием непредельного диметилсилаэтилена. При температурах >1300 К наблюдается увеличение скорости образования метильного и диметилхлорсилильного радикалов в ходе протекания конкурирующей реакции за счет разрыва связи Si–C.

Термохимическое разложение тетраэтилсилана исследовали в работе [13] при температурах до 1330 К методом вакуумной ультрафиолетовой фотоионизационной масс-спектрометрии с импульсным пиролизом и теоретическим методом квантовой химии с использованием теории функционала плотности и теории переходного состояния. Установлено, что пиролиз тетраэтилсилана инициируется разрывом связи Si–C с образованием триэтилсилильного и этильных радикалов. При рассмотрении побочных реакций триэтилсилильного радикала при пониженных температурах показано предпочтительное протекание реакции по механизму 1,2-элиминирования водорода по сравнению с гомолитическим разрывом связи Si–C.

При исследовании пиролитического разложения аллилтрихлорсилана и аллилтриметилсилана при температурах до 1340 К с помощью вакуумной ультрафиолетовой однофотонной ионизации с применением масс-спектрометрии (VUV-SPI-TOFMS) показано [14], что начальной стадией разложения аллилтрихлорсилана является гомолитическое расщепление связи Si–C с образованием радикалов в виде аллила и трихлорида кремния. При пиролизе аллилтриметилсилана, наряду с разрывом связи Si–C,

также протекает реакция по механизму элиминирования молекулярного пропилена с образованием диметилсилаэтилена.

Описание химических реакций и процесса протекания пиролитического разложения метилдихлорсилана (МДХС) практически не освещено в научно-технической литературе. В работе [15] представлены лишь некоторые данные по разложению МДХС, изученные методом VUV-SPI-TOFMS. Авторы считают, что при температуре ~1260 К с наибольшей вероятностью происходит элиминирование метана с образованием дихлорида кремния и элиминирование молекулы хлорида водорода с образованием хлорсилаэтилена.

В связи с этим в данной работе будет предпринята попытка изучить химические реакции пиролитического разложения МДХС с использованием теоретического метода квантовой химии. Следует отметить, что получение новых научных знаний неразрывно связано с развитием и освоением новых технологий в различных отраслях [16].

Материалы и методы

Расположение атомов в пространстве, межатомные расстояния и углы для изолированной молекулы метилдихлорсилана, находящейся в газообразном состоянии, определены неэмпирическим методом квантовой химии. В основе выбранного для расчета метода лежит математический аппарат теории возмущений Меллера–Плессета второго порядка с базисным набором функций (6-311G) и добавлением диффузионных и поляризационных составляющих. На рис. 1 представлена рассчитанная и оптимизированная структурная формула метилдихлорсилана.

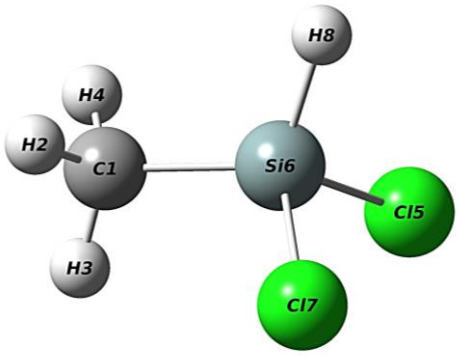


Рис. 1. Структурная формула метилдихлорсилана

В результате проведенного расчета установлено, что длина связи между атомом углерода и кремния (C1–Si6) составляет 1,85 Å; между атомами кремния и хлора [(Si6–Cl5), (Si6–Cl7)] – имеет одинаковое значение и составляет 2,05 Å. Длина связей между углеродом (C1) и атомами водорода (H2, H3, H4) также имеет одинаковое значение и составляет 1,09 Å. Значение углов для (C1–Si6–Cl5) и (C1–Si6–Cl7) равно друг другу и составляет 109,6 градусов. Между атомом кремния (Si6) и атомом водорода (H8) длина связи составляет 1,47 Å. Схожие геометрические параметры по длинам связей получены ранее для изолированной молекулы метилхлорсилана [17].

Результаты и обсуждение

Опираясь на полученные результаты вычислений расположения атомов в пространстве и длин межатомных связей, можно предположить разрыв связей и химические реакции пиролитического разложения изолированной молекулы метилдихлорсилана в газовой фазе:

$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_3 + SiHCl_2 \quad (1)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_3SiCl_2 + H \quad (2)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_2SiHCl_2 + H \quad (3)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_3SiHCl + Cl \quad (4)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_4 + SiCl_2 \quad (5)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_2SiCl_2 + H_2 \quad (6)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow CH_2SiHCl + HCl \quad (7)$$
$$CH_3SiHCl_2 \rightarrow SiHCl + CH_3Cl. \quad (8)$$

Наиболее простыми случаями разрыва межатомных связей являются химические реакции, проходящие по гомолитическому механизму с образованием свободных радикалов. При разрыве связи «кремний–углерод» в молекуле МДХС возможно образование метила и дихлорсилила по реакции (1). При отрыве атома водорода от кремния будет образован метилдихлорсилил по реакции (2). При отрыве атома водорода от углерода образуется метилендихлорсилан по реакции (3). В случае отрыва атома хлора от кремния реакция будет протекать по реакции (4) с образованием метилхлорсилила.

Далее, исходя из механизма элиминирования молекул метана, водорода, хлорметила и хлорида водорода, можно предположить протекание оставшихся реакций. В частности, при элиминировании метана по реакции (5) будет образован дихлорид кремния в виде бирадикала. В случае отщепления молекулярного водорода по реакции (6) формируется непредельный дихлорсилаэтилен. По реакции (7) образуется хлорсилаэтилен с двойной связью «кремний–углерод» и хлорид водорода. При элиминировании хлорметила по реакции (8) образуется хлорсилан.

Для оценки протекания наиболее вероятных химических реакций, происходящих при пиролитическом разложении МДХС с термодинамической точки зрения, проведен расчет термодинамических характеристик исходного метилдихлорсилана и продуктов его разложения вышеуказанным методом квантовой химии. Результаты расчета изменений полной электронной энергии (ΔE), стандартной энтальпии (ΔH^o), стандартной энергии Гиббса (ΔG^o) и стандартной энтропии (ΔS^o) при разных температурах и давлении 100 кПа представлены в табл. 1.

Исходя из полученных данных по изменению стандартной энтальпии при протекании химических реакций (1)–(8), видно, что все они являются эндотермическими.

Учитывая, что при протекании химических реакций элиминирования (5)–(8) возможно образование структур переходного состояния, оказывающих влияние на энергетический барьер, проведен поиск, оптимизация и расчет термодинамических характеристик таких структур ранее указанным методом квантовой химии. Поиск структур в переходном состоянии выполнен путем сканирования по координатам реакции с последующей геометрической оптимизацией найденной структуры. В результате проведенного поиска для реакции (5) обнаружена переходная структура ПС1, в которой, в отличие от исходной структуры МДХС, длина связи C1–Si6 укорочена и составляет 1,8411 Å, длины связей C1–H8 и Si6–H8 также укорочены до 1,3839 и 1,4246 Å соответственно, угол между C1–Si6–Cl7 составляет 116,0 градуса. Для реакции (6) найдена переходная структура ПС2, в которой длина связи C1–Si6 составляет 1,6734 Å за счет формирования двойной связи, длины связей C1–H4 и Si6–H8 увеличены до 2,4201 и 2,2205 Å соответственно, угол между C1–Si6–Cl7 составляет 125,4 градуса. В переходной структуре ПС3 для реакции (7) длина связи C1–Si6 составляет 1,7263 Å также за счет формирования двойной связи, длины связей C1–H3 и Si6–Cl5 составляют 1,7263 и 2,8348 Å соответственно, угол между C1–Si6–Cl7 составляет 122,4 градуса. Для

реакции (8) обнаружена переходная структура ПС4, в которой длина связи C1–Si6 составляет 1,9874 Å, длины связей C1–Cl7 и Si6–Cl7 составляют 2,0513 и 2,1456 Å соответственно, угол между C1–Si6-Cl5 составляет 120,2 градуса. На рис. 2 представлены обнаруженные структурные формулы переходных состояний для реакций элиминирования (5)–(8) при пиролитическом разложении МДХС.

Таблица 1

Термодинамические характеристики химических реакций пиролитического разложения метилдихлорсилана при различных температурах

Продукты реакции	ΔE	ΔH^o	ΔG^o	ΔS^o, Дж/(моль·К)
	кДж/моль			
При температуре 298 К				
$CH_3 + SiHCl_2$	384,56	387,04	334,01	177,86
$CH_3SiCl_2 + H$	363,08	365,56	329,83	119,84
$CH_2SiHCl_2 + H$	409,40	411,88	373,43	128,97
$CH_3SiHCl + Cl$	442,39	444,88	405,31	117,83
$CH_4 + SiCl_2$	162,07	164,55	116,85	159,97
$CH_2SiCl_2 + H_2$	256,11	258,59	221,37	124,84
$CH_2SiHCl + HCl$	309,44	311,92	268,56	145,44
$SiHCl + CH_3Cl$	361,09	363,57	314,03	241,09
При температуре 1000 К				
$CH_3 + SiHCl_2$	375,13	383,45	209,31	174,14
$CH_3SiCl_2 + H$	362,88	371,19	240,02	131,17
$CH_2SiHCl_2 + H$	413,16	421,48	274,13	147,35
$CH_3SiHCl + Cl$	435,91	444,22	311,95	132,28
$CH_4 + SiCl_2$	145,75	154,06	4,54	149,52
$CH_2SiCl_2 + H_2$	255,50	263,81	126,93	136,88
$CH_2SiHCl + HCl$	302,93	311,25	164,94	146,30
$SiHCl + CH_3Cl$	344,87	353,18	204,07	205,19
При температуре 2500 К				
$CH_3 + SiHCl_2$	339,99	360,77	–40,58	160,54
$CH_3SiCl_2 + H$	349,16	369,94	43,02	130,77
$CH_2SiHCl_2 + H$	402,87	423,66	50,51	149,26
$CH_3SiHCl + Cl$	418,14	418,14	116,14	129,11
$CH_4 + SiCl_2$	105,68	126,46	–204,96	132,57
$CH_2SiCl_2 + H_2$	228,95	249,73	–72,43	128,87
$CH_2SiHCl + HCl$	275,03	295,82	–47,10	137,17
$SiHCl + CH_3Cl$	307,52	328,31	–6,54	145,43

В табл. 2 представлены результаты расчетов изменений полной электронной энергии, стандартной энтальпии, стандартной энергии Гиббса и стандартной энтропии для структур переходных состояний в реакциях элиминирования при пиролизе МДХС при разных температурах и давлении 100 кПа.

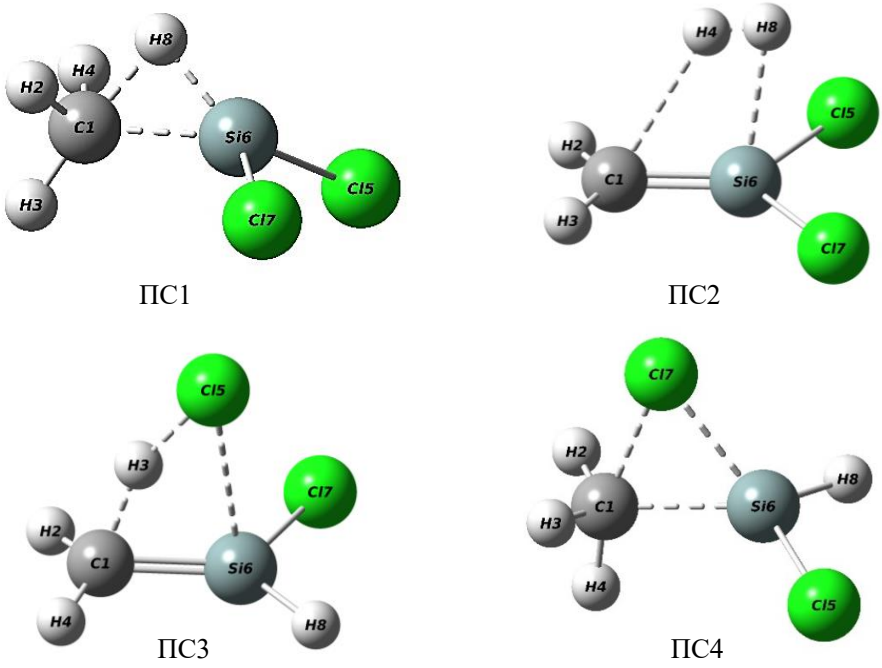


Рис. 2. Структурные формулы переходных состояний для реакций элиминирования метилдихлорсилана

Таблица 2

Термодинамические характеристики для структур переходных состояний при пиролизе метилдихлорсилана

Продукты реакции	ΔE	ΔH^o	ΔG^o	ΔS^o, Дж/(моль·К)
	кДж/моль			
При температуре 298 К				
ПС1	368,08	381,98	384,30	–7,77
ПС2	318,90	318,90	312,20	22,45
ПС3	334,81	334,81	332,92	6,35
ПС4	447,43	447,43	452,20	–16,01
При температуре 1000 К				
ПС1	371,56	371,57	396,69	–25,13
ПС2	322,98	322,99	291,76	31,23
ПС3	336,42	336,42	326,85	9,56
ПС4	441,60	441,60	467,69	–26,09
При температуре 2500 К				
ПС1	347,05	347,05	447,25	–40,08
ПС2	314,02	314,02	248,53	26,20
ПС3	330,36	330,36	314,68	6,28
ПС4	429,36	429,36	513,25	–33,56

Исходя их обобщенных полученных ранее термодинамических данных, на рис. 3 представлено изменение полной электронной энергии химических реакций пиролиза относительно молекулы МДХС при температуре 1000 К с учетом обнаруженных структур переходных состояний.

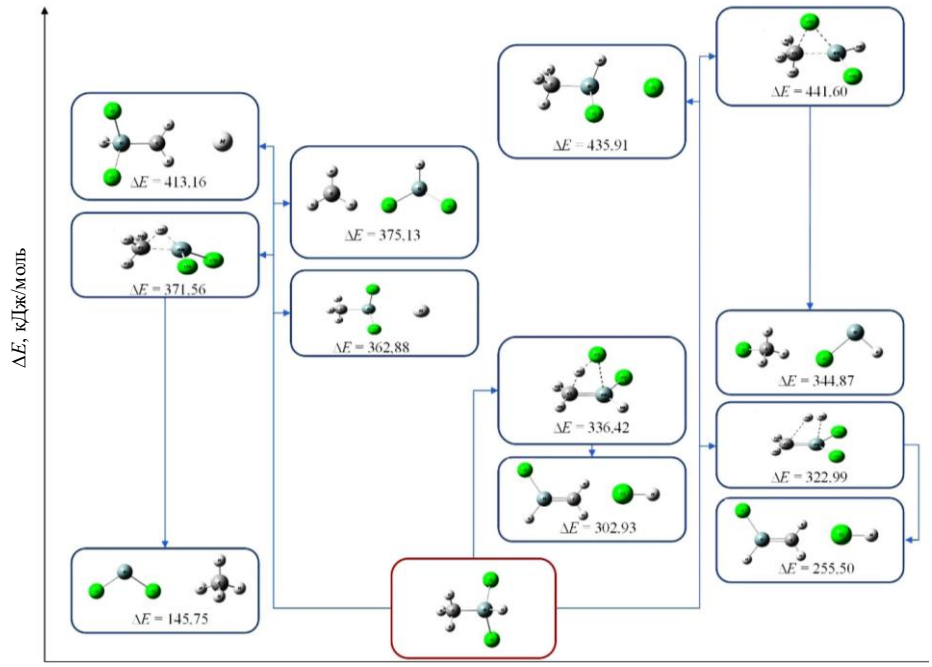


Рис. 3. Изменение полной электронной энергии химических реакций пиролиза метилдихлорсилана при температуре 1000 К

При рассмотрении вероятности протекания химических реакций при температуре 1000 К видно, что минимальное изменение полной энергии в количестве 322,99 кДж/моль соответствует протеканию химической реакции (7) с образованием хлорсилаэтилена и хлорида водорода с учетом структуры переходного состояния ПС2.

Вероятность протекания химических реакций можно оценить с помощью изменения стандартной энергии Гиббса. С учетом ранее полученных результатов линейной зависимости изменения стандартной энергии Гиббса от температуры [18] на рис. 4 представлен график изменения стандартной энергии Гиббса рассмотренных ранее химических реакций.

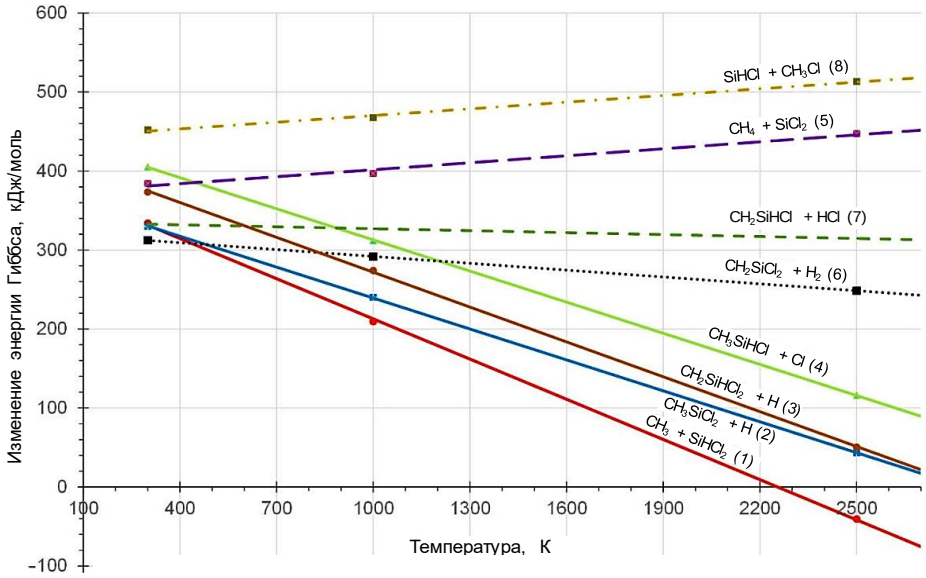


Рис. 4. Изменение стандартной энергии Гиббса для химических реакций (1)–(8) пиролитического разложения метилдихлорсилана от температуры

Анализ полученных данных показал, что при температурах до 440 К с наиболее высокой скоростью будет проходить реакция элиминирования молекулярного водорода с образованием дихлорсилаэтилена. Более высокие температуры способствуют гомолитическому разрыву связи C–Si по реакции (1) с последующим образованием радикалов метила и дихлорсилила. Интересным фактом является то, что реакции элиминирования молекул метана и хлорметила замедляются по мере увеличения температуры. Таким образом, как и в предыдущих случаях, при пиролизе изолированной молекулы МДХС наиболее быстрая химическая реакция связана с гомолитическим разрывом связи Si–C.

Для расчета изменения концентрации продуктов реакций во времени на языке Python написана программа, в которой используется ранее полученная линейная зависимость и математическая формула (9). Следует отметить, что расчет констант скоростей химических реакций базируется на принципах теории активированного комплекса (переходного состояния) [19–21]:

$$k = \frac{k_b T c}{h} \mathrm{e}^{\frac{-\Delta G}{RT}}, \qquad (9)$$

где k_b – постоянная Больцмана; h – постоянная Планка; c – концентрация; ΔG – изменение стандартной энергии активации Гиббса при давлении 100 кПа; R – газовая постоянная; T – температура.

Следует учесть допущение, что при расчете по указанной формуле эффект туннелирования, который связан с возможностью образования продуктов реакций без преодоления энергетического барьера, не учитывается. Изменение стандартной энергии активации Гиббса для реакций (5)–(8), протекающих с энергетическим барьером, определено исходя из выявленных структур переходного состояния. Для химических реакций (1)–(4) без четко определяемого энергетического барьера изменение стандартной энергии активации Гиббса рассчитано как разница между продуктами и реагентами.

На рис. 5 показано изменение количества молекул МДХС при разных температурах во времени. За начальное значение для количества молекул принято число Авогадро ($6{,}02 \cdot 10^{23}$) для 1 моля вещества.

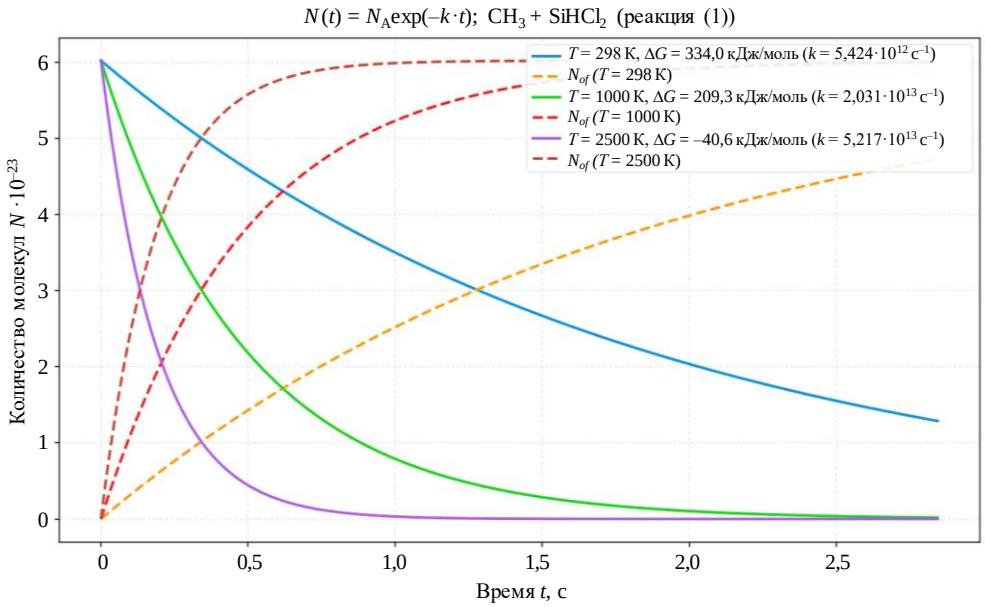


Рис. 5. Изменение количества молекул метилдихлорсилана при разных температурах во времени (N_A – число Авогадро; k – концентрация продуктов; ΔG – изменение стандартной энергии активации Гиббса; T – температура; N_{of} – число молекул исходного мономера)

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

Заключения

В результате проведенного теоретического исследования термического разложения изолированной молекулы МДХС методом квантовой химии определены геометрические параметры молекулы, рассмотрены различные химические реакции и описаны механизмы их протекания.

При разных температурах рассчитаны термодинамические характеристики продуктов реакций, образующихся при термическом разложении МДХС. Для химических реакций термического разложения МДХС, протекающих по механизму элиминирования, выявлены структуры переходных состояний и рассчитаны энергетические затраты.

На основании полученных результатов установлено, что при температурах >440 К преобладающей химической реакцией является образование радикалов метила и дихлорсилила за счет гомолитического разрыва связи C–Si.

Список источников

1. Акчурин Р.Х., Мармалюк А.А. МОС-гидридная эпитаксия в технологии материалов фотоники и электроники. М.: Техносфера, 2018. 488 с.
2. Latha H., Udayakumar A., Prasad V. Microstructure and electrical properties of nitrogen doped 3C–SiC thin films deposited using methyltrichlorosilane // Materials science in semiconductor processing. 2015. Vol. 29. P.117–123.
3. Reznik B., Gerthsen D., Zhang W., Huttinger G. Microstructure of SiC deposited from methyltrichlorosilane // Journal of the European ceramic society. 2003. Vol. 23. P. 1499–1508.
4. Pakula D., Marciniec B., Przekop R. Direct synthesis of silicon compounds – from the beginning to green chemistry revolution // AppliedChem. 2023. Vol. 3. P. 89–109.
5. Сидоров Д.В., Шавнев А.А., Мелентьев А.А. Формирование карбидокремниевых покрытий методом химического газофазного осаждения (обзор). Часть 2 // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). С. 88–98. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-88-98.
6. Zhang W., Huttinger G. CVD of SiC from methyltrichlorosilane. Part II: composition of the gas phase and the deposit // Chemical vapor deposition. 2001. Vol. 7. P. 173–181.
7. Osterheld T., Allendorf M., Melius C. Unimolecular decomposition of methyltrichlorosilane: RRKM calculatios // Journal of physical chemistry. 1994. Vol. 98. P. 6995.
8. Ge Y., Gordon M., Battaglia F. et al. Theoretical study of the pyrolysis of methyltrichlorosilane in the gas phase. 3. Reaction rate constant calculations // The Journal of Physical Chemistry A. 2010. Vol. 114. P. 2384–2392.
9. Cagliostro D., Riccitiello S., Carswell M. Analysis of the pyrolysis products of dimethyldichlorosilane in the chemical vapor deposition of silicon carbide in argon // Journal of the American ceramic society. 1990. Vol. 73. P. 607–614.
10. Cagliostro D., Riccitiello S., Ren J. et al. Comparison of the pyrolysis products of dichlorodimethylsilane in the chemical vapor deposition of silicon carbide on silica in hydrogen or argon // Journal of the American ceramic society. 1994. Vol. 77. P. 2721–2726.
11. Cagliostro D., Riccitiello S. Model for the formation of silicon carbide from the pyrolysis of dichlorodimethylsilane in hydrogen: I, silicon formation from chlorosilanes // Journal of the American ceramic society. 1993. Vol. 76. P. 39–48.
12. Shao K., Brunson J., Tian Y., Zhang J. Analysis of the pyrolysis products of dimethyldichlorosilane in the chemical vapor deposition of silicon carbide in argon // Journal of the American ceramic society. 1990. Vol. 73. P. 607–614.
13. Shao K., Zhang J., Liu X. Thermal Decomposition Mechanism of Tetraethylsilane by Flash Pyrolysis Vacuum Ultraviolet Photoionization Mass Spectrometry and DFT Calculations: The Competition between β-Hydride Elimination and Bond Homolysis // The Journal of Physical Chemistry A. 2023. Vol. 127. P. 18. DOI: 10.1021/acs.jpca.2c09081.

14. Shao K., Tian Y., Zhang J. Thermal decomposition mechanism of allyltrichlorosilane and allyltrimethylsilane // International Journal of Mass Spectrometry. 2021. Vol. 460. P. 116476. DOI: 10.1016/j.ijms.2020.116476.
15. Lemieux J., Zhang J. Thermal decomposition of methyltrichlorosilane, dimethyldichlorosilane and methyldichlorosilane by flash pyrolysis vacuum ultraviolet photoionization time-of-flight mass spectrometry // European journal of mass spectrometry. 2014. Vol. 20. P. 409–417.
16. Щеголева Н.Е., Евдокимов С.А., Вершинин Д.И. и др. Керамика на основе нитрида кремния как перспективный материал для гибридных подшипников // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 2 (83). С. 145–159. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 01.06.2026). DOI: 10.18577/2071-9140-2026-0-2-145-159.
17. Сидоров Д.В., Грунин А.А., Кирилин А.Д., Шавнев А.А. Первый шаг пиролитического разложения метилхлорсилана // Химическая технология. 2025. Т. 26. № 1. С. 26–33.
18. Сидоров Д.В., Грунин А.А., Шавнев А.А. Скорость химической реакции образования 1,2-диметилдисилена из метилсилилена // Труды ВИАМ. 2025. № 5 (147). С. 76–87. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 14.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-76-87.
19. Ochterski J.W. Thermochemistry in Gaussian. Gaussian Inc., 2000. 19 p.
20. Чоркендорф И., Наймантсведрайт Х. Современный катализ и химическая кинетика. Долгопрудный: Интеллект, 2010. 504 с.
21. Беспалов А.С. Носители катализаторов на основе оксида алюминия // Труды ВИАМ. 2026. № 6 (160). С. 108–117. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 30.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-108-117.

References

1. Akchurin R.Kh., Marmalyuk A.A. *MOS hydride epitaxy in photonics and electronics materials technology*. Moscow: Tekhnosfera, 2018, 488 p.
2. Latha H., Udayakumar A., Prasad V. Microstructure and electrical properties of nitrogen doped 3C–SiC thin films deposited using methyltrichlorosilane. *Materials science in semiconductor processing*, 2015, vol. 29, pp. 117–123.
3. Reznik B., Gerthsen D., Zhang W., Huttinger G. Microstructure of SiC deposited from methyltrichlorosilane. *Journal of the European ceramic society*, 2003, vol. 23, pp. 1499–1508.
4. Pakula D., Marciniec B., Przekop R. Direct synthesis of silicon compounds – from the beginning to green chemistry revolution. *AppliedChem*, 2023, vol. 3, pp. 89–109.
5. Sidorov D.V., Schavnev A.A., Melentev A.A. Formation of silicon carbide coatings by chemical vapor deposition (review). Part 2. *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), pp. 88–98. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-88-98.
6. Zhang W., Huttinger G. CVD of SiC from methyltrichlorosilane. Part II: composition of the gas phase and the deposit. *Chemical vapor deposition*, 2001, vol. 7, pp. 173–181.
7. Osterheld T., Allendorf M., Melius C. Unimolecular decomposition of methyltrichlorosilane: RRKM calculatios. *Journal of physical chemistry*, 1994, vol. 98, p. 6995.
8. Ge Y., Gordon M., Battaglia F. et al. Theoretical study of the pyrolysis of methyltrichlorosilane in the gas phase. 3. Reaction rate constant calculations. *The Journal of Physical Chemistry A*, 2010, vol. 114, pp. 2384–2392.
9. Cagliostro D., Riccitiello S., Carswell M. Analysis of the pyrolysis products of dimethyldichlorosilane in the chemical vapor deposition of silicon carbide in argon. *Journal of the American ceramic society*, 1990, vol. 73, pp. 607–614.
10. Cagliostro D., Riccitiello S., Ren J. et al. Comparison of the pyrolysis products of dichlorodimethylsilane in the chemical vapor deposition of silicon carbide on silica in hydrogen or argon. *Journal of the American ceramic society*, 1994, vol. 77, pp. 2721–2726.
11. Cagliostro D., Riccitiello S. Model for the formation of silicon carbide from the pyrolysis of dichlorodimethylsilane in hydrogen: I, silicon formation from chlorosilanes. *Journal of the American ceramic society*, 1993, vol. 76, pp. 39–48.

12. Shao K., Brunson J., Tian Y., Zhang J. Analysis of the pyrolysis products of dimethyldichlorosilane in the chemical vapor deposition of silicon carbide in argon. *Journal of the American ceramic society*, 1990, vol. 73, pp. 607–614.
13. Shao K., Zhang J., Liu X. Thermal Decomposition Mechanism of Tetraethylsilane by Flash Pyrolysis Vacuum Ultraviolet Photoionization Mass Spectrometry and DFT Calculations: The Competition between β-Hydride Elimination and Bond Homolysis. *The Journal of Physical Chemistry A*, 2023, vol. 127, p. 18. DOI: 10.1021/acs.jpca.2c09081.
14. Shao K., Tian Y., Zhang J. Thermal decomposition mechanism of allyltrichlorosilane and allyltrimethylsilane. *International Journal of Mass Spectrometry*, 2021, vol. 460, p. 116476. DOI: 10.1016/j.ijms.2020.116476.
15. Lemieux J., Zhang J. Thermal decomposition of methyltrichlorosilane, dimethyldichlorosilane and methyldichlorosilane by flash pyrolysis vacuum ultraviolet photoionization time-of-flight mass spectrometry. *European journal of mass spectrometry*, 2014, vol. 20, pp. 409–417.
16. Shchegoleva N.E., Evdokimov S.A., Vershinin D.I., Kholodova V.V., Vaganova M.L., Chaynikova A.S. Silicon nitride based ceramics as a promising material for hybrid bearings. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 2 (83), pp. 145–159. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: June 01, 2026). DOI: 10.18577/2071-9140-2026-0-2-145-159.
17. Sidorov D.V., Grunin A.A., Kirilin A.D., Shavnev A.A. The first step of the pyrolytic decomposition of methylchlorosilane. *Khimicheskaya tekhnologiya*, 2025, vol. 26, no. 1, pp. 26–33.
18. Sidorov D.V., Grunin A.A., Schavnev A.A. Rate of chemical reaction of formation of 1,2-dimethyldisilene from methylsilylene. *Trudy VIAM*, 2025, no. 5 (147), pp. 76–87. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-76-87.
19. Ochterski J.W. *Thermochemistry in Gaussian*. Gaussian Inc., 2000, 19 p.
20. Chorkendorff I., Niemantsverdriet H. *Modern Catalysis and Chemical Kinetics*. Dolgoprudny: Intellekt, 2010, 504 p.
21. Bespalov A.S. Aluminum oxide-based catalyst carriers. *Trudy VIAM*, 2026, no. 6 (160), pp. 108–117. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: June 30, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-108-117.

Информация об авторах

Сидоров Денис Викторович, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сидоров Артем Денисович, студент, РТУ МИРЭА, ИИТ, mirea@mirea.ru

Information about the authors

Denis V. Sidorov, Leading Researcher, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Artem D. Sidorov, Student, MIREA – Russian Technological University, IIT, mirea@mirea.ru

Статья поступила в редакцию 23.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.07.2026.
The article was submitted 23.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.07.2026.

Научная статья

УДК 678.8
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-165-179

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИИМИДНОГО УГЛЕПЛАСТИКА

Н.В. Антюфеева[1], И.В. Зеленина[1], А.В. Начаркина[1], А.В. Косякова[1], А.В. Ефремова[1], П.С. Мараховский[1]

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

Аннотация. *Исследовано влияние дополнительной термообработки при температурах 300, 320 и 350 °С на свойства полиимидного углепластика. Показано, что повышение температуры постотверждения приводит к увеличению температуры стеклования с 336 до 358 °С. При испытаниях в комнатных условиях и при термообработке прочность материала при изгибе и межслойном сдвиге снижается. Кроме того, термообработка влияет на теплофизические свойства углепластика – температурный коэффициент линейного расширения, тепло- и температуропроводность, удельную теплоемкость.*

Ключевые слова: *углепластик, термообработка, полиимидное связующее, высокотемпературные композиционные материалы, прочностные характеристики, теплофизические свойства*

Для цитирования: Антюфеева Н.В., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Косякова А.В., Ефремова А.В., Мараховский П.С. Влияние термообработки на прочностные и теплофизические характеристики полиимидного углепластика // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 165–179. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-165-179.

Scientific article

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRENGTH AND THERMOPHYSICAL CHARACTERISTICS OF POLYIMIDE CARBON FIBER REINFORCED PLASTIC

N.V. Antyufeeva[1], I.V. Zelenina[1], A.V. Nacharkina[1], A.V. Kosyakova[1], A.V. Efremova[1], P.S. Marakhovsky[1]

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

Abstract. *In the study was investigated the effect of additional heat treatment at temperatures of 300, 320, and 350 °C on the properties of polyimide-based carbon fiber reinforced plastic. It was shown that increasing the post-curing temperature raises the glass transition temperature from 336 to 358 °C. When tested under room temperature conditions and after heat treatment, the flexural strength and interlaminar shear strength of the material decreased. Furthermore, the heat treatment influenced the thermophysical properties: coefficient of linear thermal expansion, thermal conductivity, thermal diffusivity and specific heat capacity.*

Keywords: *carbon fiber reinforced plastic, heat treatment, polyimide binder, high-temperature composite materials, strength characteristics, thermophysical properties*

For citation: Antyufeeva N.V., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Kosyakova A.V., Efremova A.V., Marakhovsky P.S. Effect of heat treatment on the strength and thermophysical characteristics of polyimide carbon fiber reinforced plastic. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 165–179. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-165-179.

Введение

Создание конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ) с заданным ресурсом – сложная инженерная задача. Ее сложность объясняется комплексным влиянием множества факторов на прочностные свойства конечного изделия. Одним из решающих условий обеспечения качества материала являются выбор и отработка технологии изготовления ПКМ. Выбор метода переработки (автоклавный, прессовой, инфузионный и др.) определяется условиями применения материала, например функциональным назначением детали и ожидаемыми механическими нагрузками при эксплуатации, а также габаритными размерами изделия [1].

Независимо от выбранной технологии на этапе отработки режимов производства особое внимание уделяется параметрам процесса отверждения. Они должны обеспечивать максимальную монолитность структуры, т. е. отсутствие дефектов и низкую пористость материала. Эти условия напрямую определяют, насколько полно будут реализованы прочностные характеристики ПКМ и как долго они сохранятся при эксплуатации. При определении оптимальных параметров отверждения проводится подбор давления и температурно-временно́го режима изготовления материала. Зачастую после реализации основного режима дополнительно проводится термообработка заготовки, которая призвана обеспечить увеличение степени сшивки в полимерной матрице и, как следствие, улучшение механических свойств, а самое главное – повышение термостойкости. Для ПКМ на основе термостойких матриц, предназначенных для применения при повышенных температурах, данный показатель является особо важным, так как определяет уровень сохранения характеристик после воздействия повышенных температур, а значит, эксплуатационный ресурс материала и изделия из него [2–4].

Параметры отверждения также могут существенно влиять на теплофизические характеристики материала. Так, во время термообработки при оптимальной температуре происходит полноценное отверждение, которое зачастую улучшает основные теплофизические свойства за счет формирования более жесткой сетчатой структуры матрицы. В первую очередь повышаются температура стеклования, теплоемкость, тепло- и температуропроводность ПКМ. Снижается анизотропия температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР), что способствует уменьшению внутренних напряжений при воздействии повышенных температур [5, 6].

В композиционных материалах эта анизотропия усугубляется наличием высокоориентированных углеродных волокон. При этом анизотропия ТКЛР может приводить к возникновению значительных внутренних напряжений при нагреве, а различие теплопроводности вдоль и поперек армирования – к неравномерному тепловому полю в толстостенных конструкциях [7].

Различие ТКЛР по разным направлениям может быть существенным и подтверждает необходимость учета анизотропии при проектировании высокотемпературных углепластиковых конструкций.

В работе [8] проанализированы научно-технические данные об особенностях изготовления углепластиков на основе термореактивных полиимидных связующих, представлены и сравнены технологические параметры отверждения. Несмотря на различия технологий, прослеживается ряд неизменных требований: необходимость вакуума (при автоклавном формовании), высокая конечная температура (≥300 °С), постоянное давление от 1,0 до 3,0 МПа до конца формования и длительный цикл с последующим

постотверждением. Из-за разнообразия составов для каждого связующего требуются свои индивидуальные режимы формования, хотя общие принципы процесса отверждения полиимидов сохраняются.

В работах [9–11] отмечено, что полиимидные композиты не только обладают высокой термостойкостью, но и перспективны для создания материалов с высокой теплопроводностью. Формирование более плотной сшитой структуры в процессе постотверждения улучшает фононный перенос на границе раздела «волокно–матрица», что положительно сказывается на эффективной теплопроводности композита. Как показано в работе [12], повышение плотности сшивки полиимидной матрицы дополнительно способствует уменьшению дефектности межфазной границы и повышению модуля упругости полимера. В результате теплопроводность композита в направлении армирования может возрастать на 10–15 % при повышении температуры постотверждения с 300 до 350 °С. Кроме того, авторы работ [13–15] отмечают, что температуропроводность полиимидных углепластиков также увеличивается с повышением температуры термообработки, что способствует более быстрому выравниванию температуры по сечению детали и снижению риска возникновения термических градиентов.

Если теплопроводность характеризует перенос тепла, то удельная теплоемкость – его накопление. Удельная теплоемкость полимерных композитов определяется теплоемкостью как волокон, так и матрицы. В процессе постотверждения подвижность цепей полиимида снижается, а температурная зависимость теплоемкости становится более стабильной вплоть до температур, близких к температуре стеклования T_g. Согласно данным работ [16, 17], удельная теплоемкость полностью отвержденного полиимида в диапазоне температур 100–300 °С возрастает практически линейно, причем степень сшивки влияет на наклон этой зависимости. Таким образом, комплекс теплофизических свойств полиимидных углепластиков в значительной степени определяется режимами отверждения и постотверждения [18]. В этой связи особое значение приобретает анализ существующих технологических подходов к получению подобных материалов [19, 20].

В данной статье представлены результаты исследований по оценке влияния на механические и теплофизические свойства углепластика марки ВКУ-61/ВТкУ-5 на основе полиимидного связующего ВКУ-61 в зависимости от проведения дополнительной термообработки (постотверждения) при различных температурах.

Материалы и методы

Влияние термообработки на прочностные и теплофизические характеристики оценивали на специально подготовленных образцах полиимидного углепластика марки ВКУ-61/ВТкУ-5. Плиты углепластика, сформированные из равнопрочной углеродной ткани и полиимидного связующего, получали автоклавным методом по ступенчатому режиму: удельное давление 1,4 МПа, конечная температура 300 °С с выдержкой 2 ч. Из этих плит вырезали образцы, которые затем подвергали дополнительной термообработке при трех температурах: 300, 320 и 350 °С.

В табл. 1 приведены физические свойства исследованных образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5.

Таблица 1

Физические свойства углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5

Характеристика	Значения характеристик для образцов			
	без дополнительной термообработки	после термообработки при температуре, °С		
		300	320	350
Содержание связующего, % (по массе)	34–37	35–36	34–35	34–35
Плотность, кг/м^3	1552–1555	1552–1555	1555–1560	1556–1561
Толщина монослоя, мм	0,193–0,198	0,194–0,197	0,192–0,196	0,192–0,196

Образцы углепластиков до и после дополнительной термообработки при различных температурах испытывали на статический изгиб (ГОСТ Р 56805–2015) и межслойный сдвиг (ГОСТ 32659–2014).

Температуру стеклования T_g определяли согласно ГОСТ Р 57739–2017. Для испытаний использовали оснастку для трехточечного изгиба с расстоянием между опорами 40 мм и шириной нагружающего индентора 12 мм. Эксперименты проводили в интервале температур 25–430 °С при скорости нагрева 5 К/мин, частоте нагружения 1 Гц, амплитуде деформации 10 мкм в атмосфере аргона (расход газа 50 мл/мин). Температуру стеклования определяли как точку пересечения двух касательных к кривой температурной зависимости модуля упругости: первую касательную проводили через точку в области до перехода, вторую – через точку перегиба.

Измерение среднего ТКЛР выполнены в интервале температур от –60 до +350 °С в соответствии с ГОСТ 32618.2–2014. Режим испытаний: скорость нагрева 5 К/мин, атмосфера гелия (расход газа 70 мл/мин), нагрузка на образец 3 сН.

Тепло- и температуропроводность определяли по ГОСТ Р 57943–2017. Измерения теплопроводности проводили в диапазоне от –60 до +300 °С в атмосфере аргона (расход газа 70 мл/мин). Нагрев образцов осуществляли в печи, рассчитанной на рабочий интервал от –125 до +500 °С. Использовали детектор типа МСТ (HgCdTe) при длине волны лазера 1064 нм и длительности импульса 0,3 мс.

Определение удельной теплоемкости образцов после термообработки при различной температуре проводили согласно ГОСТ Р 56754–2015 в диапазоне температур от –60 до +300 °С со скоростью нагрева 20 К/мин в атмосфере аргона (расход газа 50 мл/мин).

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

Результаты и обсуждение

Температура стеклования и механические характеристики

Результаты определения температуры стеклования образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 приведены в табл. 2 и на рис. 1.

Таблица 2

Температура стеклования T_g углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5

Характеристика	Значения характеристик для образцов			
	без дополнительной термообработки	после термообработки при температуре, °С		
		300	320	350
Экстраполированное (среднее) значение начала перехода на кривой модуля упругости E'–T_g, °С	336	345	351	358
Стандартное отклонение	1,25	2,87	1,70	1,25
Минимальное/максимальное значение, °С	334/337	342/349	349/353	357/360

С повышением температуры дополнительной термообработки возрастает температура стеклования. Наибольший эффект выявлен при сравнении температуры стеклования (по средним значениям) образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 без дополнительной термообработки (336 °С) и с термообработкой (345–358 °С).

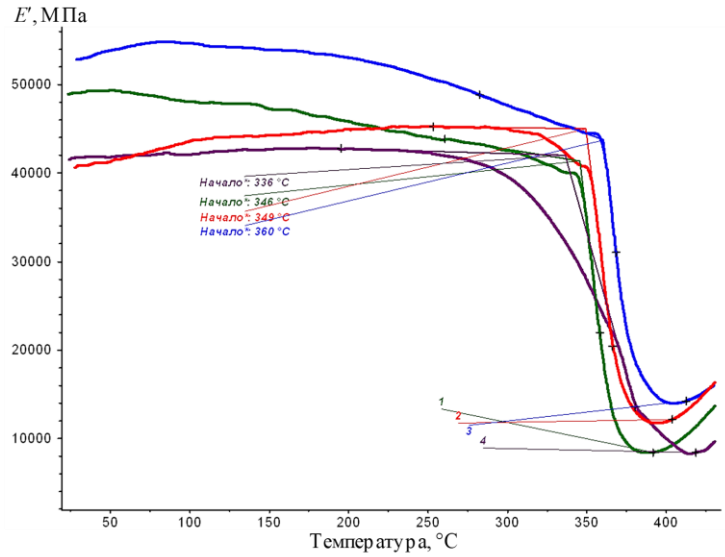


Рис. 1. Температура стеклования (модуль упругости *E'*) образцов углепластика марки ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при температуре 300 (*1*), 320 (*2*), 350 °С (*3*) и без дополнительной термообработки (*4*)

Увеличение температуры стеклования в зависимости от температуры термообработки характерно для многих типов связующих, например бисмалеинимидных [9, 10]. На рис. 2 наглядно показано, что с увеличением температуры дополнительной термообработки возрастает температура стеклования, однако при этом наблюдается снижение прочностных свойств углепластиков [10].

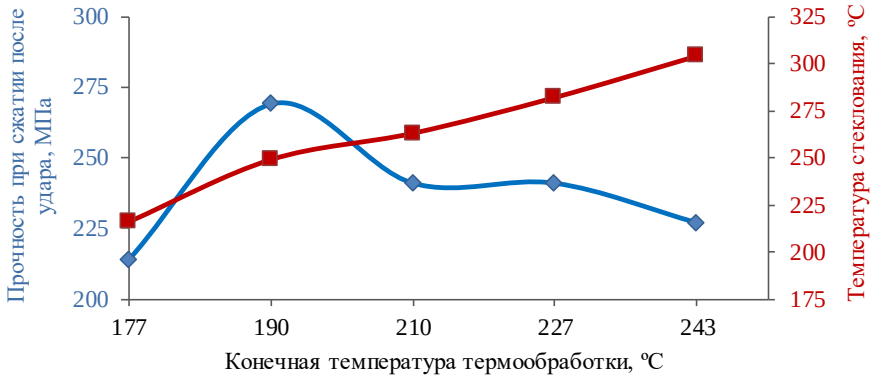


Рис. 2. Изменение свойств углепластика CYCOM®5250-4/IM7 в зависимости от конечной температуры термообработки [10]

Изменение температуры стеклования в зависимости от температуры и продолжительности дополнительной термообработки характерно и для полиимидных углепластиков [7, 12]. Результаты, приведенные в работах [15, 16], подтверждают, что возможно получить полиимидные композиты с исключительно высокой температурой стеклования в диапазоне от 350 до 460 °С как за счет оптимально подобранных технологических параметров формования материала, так и за счет последующей термообработки при правильно подобранной температуре.

В табл. 3 приведены результаты определения упруго-прочностных свойств углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 с различной температурой термообработки.

Таблица 3

Упруго-прочностные свойства* углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 до и после термообработки при различной температуре

Характеристика	Температура испытаний, °С	Значения характеристик, МПа, для образцов			
		без дополнительной термообработки	после термообработки при температуре, °С		
			300	320	350
Прочность при статическом изгибе (ГОСТ Р 56805–2015)	23±3	1280–1320 1300 (16,3)	1190–1260 1210 (35,6)	1030–1090 1050 (28,3)	890–980 940 (37,4)
	280	490–570 540 (35,6)	680–730 700 (21,6)	790–860 840 (35,6)	810–900 860 (37,4)
	300	–	600–650 620 (21,6)	760–820 800 (28,3)	780–850 830 (35,6)
Модуль упругости при статическом изгибе (ГОСТ Р 56805–2015)	23±3	73–75 74 (0,82)	70–76 73 (2,45)	66–77 71 (4,55)	64–66 65 (0,82)
	280	48–54 52 (2,62)	66–70 67 (2,16)	64–68 66 (1,63)	58–64 62 (2,94)
	300	–	62–67 65 (2,16)	64–69 65 (2,94)	58–65 62 (2,83)
Прочность при межслойном сдвиге (ГОСТ 32659–2014)	23±3	81–87 84 (2,45)	71–78 75 (2,94)	59–68 64 (3,74)	46–55 52 (4,24)
	280	29–35 32 (2,45)	44–49 47 (2,16)	41–47 45 (2,83)	44–49 47 (2,16)
	300	–	33–37 35 (1,63)	36–41 39 (2,16)	43–49 46 (1,83)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

На рис. 3 представлены сравнительные данные по сохранению прочности при различных температурах испытаний на статический изгиб (рис. 3, *а*) и межслойный сдвиг (рис. 3, *б*) в зависимости от дополнительной термообработки.

Анализ результатов определения упруго-прочностных свойств углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различных режимах (табл. 3, рис. 3) выявил следующую закономерность: дополнительная термообработка приводит к снижению прочности как при изгибе, так и при межслойном сдвиге, причем оно тем значительнее, чем выше температура обработки.

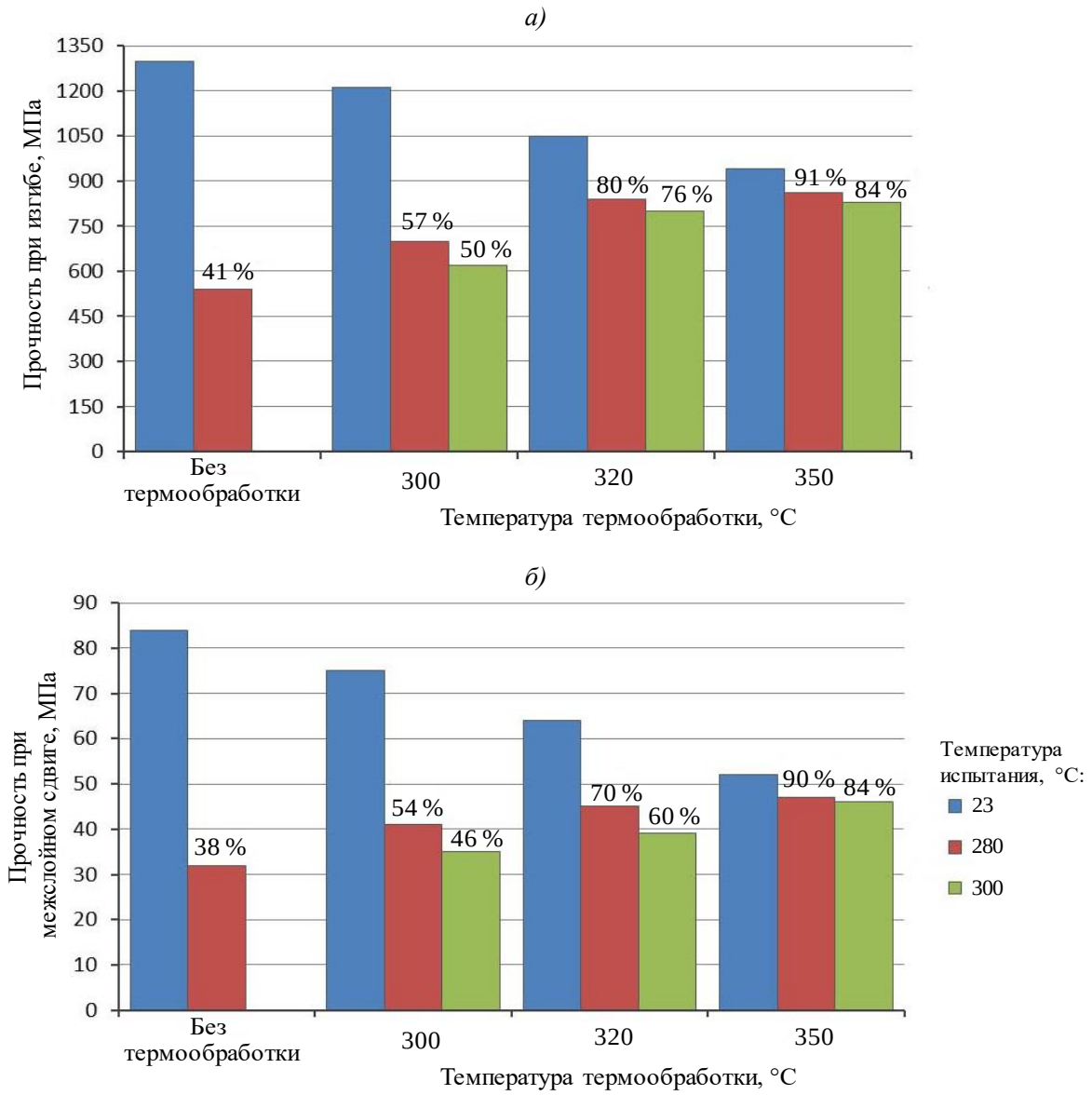


Рис. 3. Уровень сохранения (%) прочности при статическом изгибе (*а*) и межслойном сдвиге (*б*) углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 в зависимости от дополнительной термообработки при различных температурах испытаний

Так, при температуре испытаний 23±3 °С прочность при изгибе снижается на 7 % после обработки при 300 °С, на 19 % – при 320 °С и на 27 % – при 350 °С. При этом наблюдается существенное увеличение уровня сохранения прочности при повышенных температурах. При испытаниях на изгиб при 280 °С уровень сохранения прочности исходного материала (без дополнительной обработки) составляет лишь 41 %, тогда как с повышением температуры термообработки до 300, 320 и 350 °С этот показатель увеличивается до 57, 80 и 91 % соответственно.

Аналогичная тенденция отмечена и при испытаниях на межслойный сдвиг. Прочность при сдвиге при 23±3 °С уменьшается на 10 % после обработки при 300 °С, на 23 % – при 320 °С и на 38 % – при 350 °С. В то же время устойчивость материала к повышенным температурам заметно возрастает. При испытаниях при 280 °С уровень сохранения прочности углепластика без дополнительной обработки составил 38 %, а после обработки при 300, 320 и 350 °С повысился до 54, 70 и 90 % соответственно.

Влияние температуры термообработки на уровень сохранения прочности выявлено также при испытаниях на статический изгиб и межслойный сдвиг при 300 °С. В этом случае уровень сохранения прочности увеличивается с 46 % (после обработки при 300 °С) до 84 % (после обработки при 350 °С).

Снижение прочности и увеличение термостойкости полиимидного углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 происходят вследствие доотверждения полиимидной матрицы, в результате чего повышается плотность сшивки в композите [2, 7, 12], что приводит к возрастанию жесткости полимерной матрицы и температуры стеклования.

Таким образом, результаты исследования температуры стеклования и механических характеристик подтверждают важность и необходимость проведения дополнительной термообработки, в первую очередь для обеспечения тепло- и термостойкости полиимидного углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5, предназначенного для эксплуатации в условиях повышенных температур.

Дальнейшие исследования по оценке влияния температуры термообработки на теплофизические характеристики проведены для образцов с термообработкой при различных температурах (300, 320 и 350 °С).

Температурный коэффициент линейного расширения

Значения среднего ТКЛР для диапазона от 20 °С до верхней температуры T_i представлены в табл. 4–6 и на рис. 4.

Таблица 4

Температурный коэффициент линейного расширения* (ТКЛР) образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре (направление *x*)

Температура T_i, °С	Среднее арифметическое значение ТКЛР: $\bar{\alpha}_{ср} \cdot 10^6$, $К^{-1}$, для образцов после термообработки при температуре, °С		
	300	320	350
–60	2,10–2,49 2,26 (0,16)	1,00–2,59 1,84 (0,53)	1,56–2,30 1,89 (0,30)
0	1,81–2,57 2,17 (0,3)	0,74–2,06 1,46 (0,48)	1,49–2,29 1,81 (0,34)
50	2,00–2,84 2,36 (0,35)	1,13–1,94 1,54 (0,33)	1,66–2,41 1,99 (0,31)
100	1,90–2,92 2,36 (0,42)	1,35–2,88 1,98 (0,57)	1,79–2,64 2,18 (0,35)
200	1,89–3,43 2,70 (0,63)	1,52–3,20 2,24 (0,63)	2,21–2,85 2,46 (0,28)
300	1,32–3,41 2,45 (0,86)	1,66–3,82 2,46 (0,76)	2,24–3,02 2,50 (0,37)
350	0,67–3,13 1,97 (1,01)	1,58–4,14 2,51 (0,87)	2,32–2,94 2,54 (0,28)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

Таблица 5

Температурный коэффициент линейного расширения* (ТКЛР) образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре (направление *y*)

Температура T_i, °С	Среднее арифметическое значение ТКЛР: $\overline{\alpha}_{ср}\cdot10^6$, $К^{-1}$, для образцов после термообработки при температуре, °С		
	300	320	350
–60	1,44–4,59 2,85 (1,3)	2,09–2,51 2,34 (0,18)	1,35–2,46 1,96 (0,46)
0	0,19–4,34 2,22 (1,86)	1,72–2,37 2,05 (0,25)	1,93–2,79 2,23 (0,40)
50	2,44–4,20 3,11 (0,78)	1,23–2,49 2,01 (0,42)	1,27–2,08 1,69 (0,33)
100	2,47–4,79 3,30 (1,06)	1,61–2,86 2,35 (0,43)	1,22–2,13 1,77 (0,39)
200	2,97–5,70 3,91 (1,27)	2,12–3,58 2,77 (0,50)	1,49–2,45 2,09 (0,43)
300	2,81–5,95 3,91 (1,44)	2,20–4,08 3,00 (0,65)	1,38–2,50 2,12 (0,52)
350	2,67–5,68 3,68 (1,40)	1,94–4,19 2,97 (0,77)	1,29–2,65 2,19 (0,63)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

Таблица 6

Температурный коэффициент линейного расширения* (ТКЛР) образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре (направление *z*)

Температура T_i, °С	Среднее арифметическое значение ТКЛР: $\overline{\alpha}_{ср}\cdot10^6$, $К^{-1}$, для образцов после термообработки при температуре, °С		
	300	320	350
–60	38,9–41,8 40,5 (1,22)	40,0–40,7 40,3 (0,25)	38,1–40,0 39,1 (0,81)
0	38,7–43,6 41,9 (2,24)	41,9–43,6 43,0 (0,63)	40,8–43,1 42,0 (0,96)
50	45,9–47,8 47,1 (0,90)	46,0–47,2 46,6 (0,49)	43,6–46,0 44,6 (1,00)
100	53,1–53,7 53,4 (0,26)	51,8–52,9 52,3 (0,48)	52,3–54,1 53,0 (0,76)
200	56,6–56,8 56,7 (0,06)	53,4–55,3 54,3 (0,71)	55,2–56,8 56,2 (0,70)
300	72,7–77,4 75,6 (2,10)	59,5–63,7 61,4 (1,43)	56,6–58,6 57,9 (0,90)
350	89,8–106,0 101,0 (7,65)	76,1–84,0 79,7 (2,98)	65,7–69,7 67,8 (1,63)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

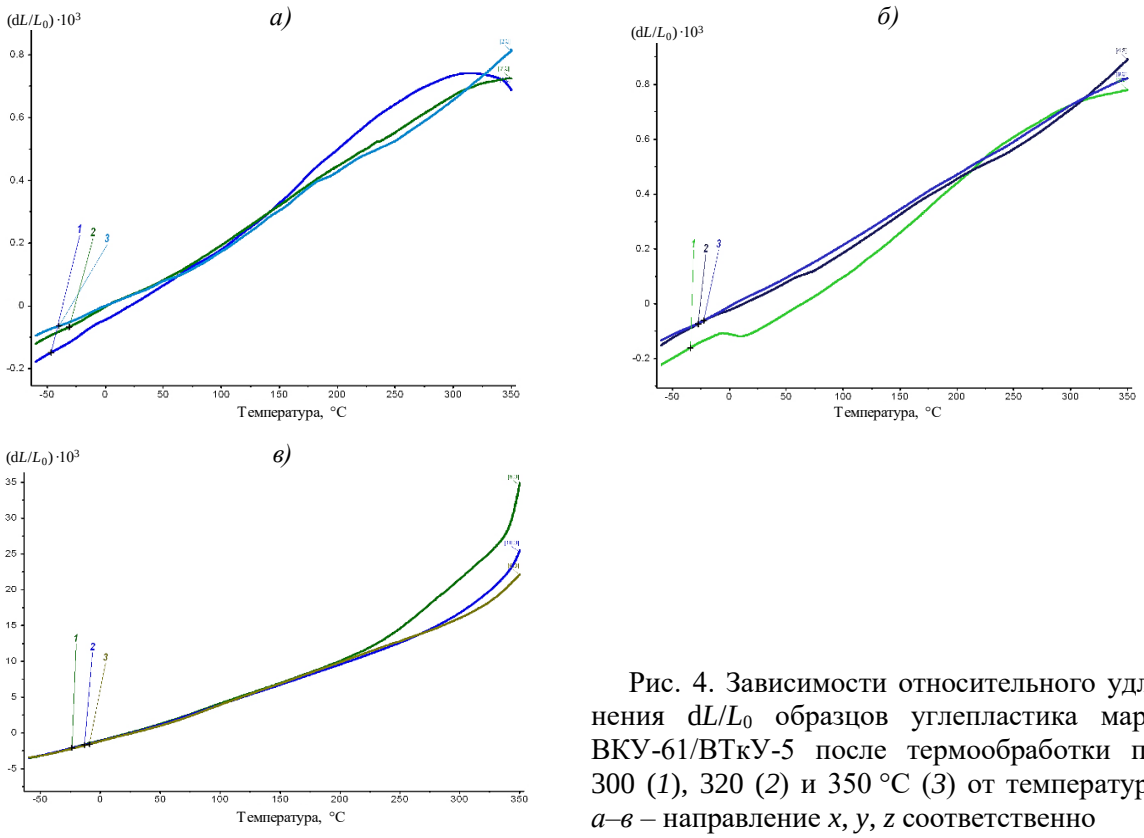


Рис. 4. Зависимости относительного удлинения dL/L_0 образцов углепластика марки ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при 300 (*1*), 320 (*2*) и 350 °C (*3*) от температуры: *а–в* – направление *x*, *y*, *z* соответственно

Тепло- и температуропроводность

В табл. 7–9 приведены результаты измерений тепло- и температуропроводности образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре.

Таблица 7

Тепло- и температуропроводность* образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре (направление *x*)

Температура, °C	Теплопроводность λ, Вт/(м·К)			Температуропроводность $a\cdot10^6$, м²/с		
	для образцов после термообработки при температуре, °C					
	300	320	350	300	320	350
–60	2,5–2,8 2,60 (0,14)	2,5–2,8 2,60 (0,10)	2,7–3,1 2,87 (0,17)	2,5–2,9 2,67 (0,17)	2,6–3,0 2,78 (0,12)	2,8–3,2 2,97 (0,17)
–20	3,1–3,2 3,13 (0,05)	2,7–3,2 2,97 (0,19)	3,2–3,5 3,37 (0,12)	2,6–2,8 2,70 (0,08)	2,5–2,9 2,70 (0,16)	2,7–2,9 2,83 (0,09)
20	3,5–3,7 3,60 (0,08)	3,0–3,6 3,43 (0,21)	3,7–3,8 3,77 (0,05)	2,6–2,7 2,67 (0,05)	2,3–2,8 2,65 (0,17)	2,7 2,70 (0)
100	4,2–4,4 4,27 (0,09)	4,4–4,5 4,47 (0,05)	4,5–4,7 4,60 (0,08)	2,5–2,6 2,53 (0,05)	2,5–2,7 2,60 (0,08)	2,5–2,6 2,57 (0,05)
200	4,9–5,1 4,97 (0,09)	4,9–5,2 5,05 (0,10)	5,1–5,2 5,17 (0,05)	2,3–2,4 2,33 (0,05)	2,4–2,5 2,43 (0,05)	2,4 2,40 (0)
300	5,2–5,4 5,33 (0,09)	4,6–5,5 5,12 (0,36)	5,6–5,8 5,73 (0,09)	2,1–2,2 2,17 (0,05)	2,0–2,2 2,21 (0,11)	2,3 2,30 (0)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

Таблица 8

Тепло- и температуропроводность* образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре (направление *y*)

Температура, °С	Теплопроводность λ, Вт/(м·К)			Температуропроводность $a \cdot 10^6$, м^2/с		
	для образцов после термообработки при температуре, °С					
	300	320	350	300	320	350
–60	2,5–2,7 2,63 (0,09)	2,2–2,6 2,38 (0,13)	2,4–2,8 2,60 (0,16)	2,5–2,7 2,63 (0,09)	2,4–2,8 2,60 (0,15)	2,4–2,8 2,63 (0,17)
–20	2,9–3,0 2,97 (0,05)	2,7–3,1 2,92 (0,12)	3,0–3,2 3,13 (0,09)	2,5–2,6 2,53 (0,05)	2,5–2,8 2,67 (0,11)	2,6–2,7 2,67 (0,05)
20	3,3–3,4 3,37 (0,05)	3,3–3,5 3,45 (0,08)	3,4–3,6 3,50 (0,08)	2,4–2,5 2,47 (0,05)	2,5–2,7 2,67 (0,07)	2,5–2,6 2,53 (0,05)
100	4,1 4,10 (0)	4,1–4,3 4,23 (0,07)	4,4–4,5 4,43 (0,05)	2,4 2,40 (0)	2,4–2,5 2,45 (0,05)	2,4–2,5 2,43 (0,05)
200	4,6–4,8 4,73 (0,09)	4,3–4,9 4,62 (0,19)	4,9–5,0 4,93 (0,05)	2,2–2,3 2,27 (0,05)	2,1–2,2 2,23 (0,07)	2,3 2,30 (0)
300	5,1–5,2 5,13 (0,05)	4,5–5,4 4,93 (0,34)	5,3–5,6 5,43 (0,12)	2,1 2,10 (0)	2,0–2,2 2,13 (0,07)	2,1–2,2 2,17 (0,05)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

Таблица 9

Тепло- и температуропроводность* образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре (направление *z*)

Температура, °С	Теплопроводность λ, Вт/(м·К)			Температуропроводность $a \cdot 10^6$, м^2/с		
	для образцов после термообработки при температуре, °С					
	300	320	350	300	320	350
–60	0,3–0,6 0,43 (0,12)	0,42–0,48 0,46 (0,02)	0,3–0,6 0,43 (0,12)	0,3–0,6 0,47 (0,12)	0,46–0,53 0,49 (0,02)	0,4–0,6 0,47 (0,09)
–20	0,4–0,6 0,50 (0,08)	0,44–0,61 0,53 (0,06)	0,4–0,5 0,47 (0,05)	0,4–0,5 0,43 (0,05)	0,41–0,55 0,49 (0,05)	0,3–0,4 0,37 (0,05)
20	0,5–0,6 0,57 (0,05)	0,45–0,63 0,53 (0,06)	0,5–0,6 0,53 (0,05)	0,4–0,5 0,47 (0,05)	0,35–0,49 0,41 (0,05)	0,4–0,5 0,43 (0,05)
100	0,6–0,7 0,67 (0,05)	0,73–0,79 0,76 (0,02)	0,6–0,7 0,67 (0,05)	0,4 0,40 (0)	0,42–0,46 0,44 (0,01)	0,3–0,4 0,37 (0,05)
200	0,6–0,9 0,73 (0,12)	0,66–1,05 0,81 (0,12)	0,7–0,8 0,73 (0,05)	0,3–0,4 0,33 (0,05)	0,31–0,50 0,39 (0,06)	0,3–0,4 0,33 (0,05)
300	0,8 0,80 (0)	0,69–0,92 0,80 (0,08)	0,5–0,8 0,67 (0,12)	0,3 0,30 (0)	0,30–0,38 0,34 (0,03)	0,2–0,3 0,27 (0,05)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

Удельная теплоемкость

Результаты измерения удельной теплоемкости приведены в табл. 10.

Таблица 10

Удельная теплоемкость* образцов углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 после термообработки при различной температуре

Температура, °С	Удельная теплоемкость c_p, Дж/(кг·К), для образцов после термообработки при температуре, °С		
	300	320	350
–60	632–648 640 (6,53)	610–635 617 (5,39)	650–660 653 (4,50)
–20	754–768 763 (6,38)	715–734 724 (6,43)	783–795 788 (4,92)
20	879–890 886 (5,19)	850–870 860 (7,08)	913–937 924 (9,90)
100	1115–1129 1124 (6,38)	1140–1158 1151 (6,18)	1179–1205 1191 (10,6)
200	1376–1394 1386 (7,59)	1390–1412 1402 (8,26)	1407–1422 1413 (6,34)
300	1600–1609 1605 (4,03)	1481–1499 1490 (6,88)	1648–1656 1652 (3,30)

* В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение, в скобках – стандартное отклонение.

Заключения

Показано, что увеличение температуры термообработки полиимидного углепластика ВКУ-61/ВТкУ-5 до 350 °С существенно влияет на теплофизические характеристики. Так, во время термообработки при оптимальной температуре происходит полноценное отверждение материала, которое улучшает основные теплофизические свойства за счет формирования более жесткой сетчатой структуры матрицы. Увеличение плотности сшивки в композите приводит к снижению исходной прочности и значительному повышению уровня сохранения прочности при повышенной температуре испытаний, т. е. термостойкости.

При увеличении температуры термообработки в первую очередь повышается температура стеклования полиимидного углепластика, а также его удельная теплоемкость, тепло- и температуропроводность. Снижается анизотропия ТКЛР, что способствует уменьшению внутренних напряжений при воздействии повышенных температур.

Список источников

1. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. 528 с.
2. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.

3. Xiaochen L., Bo C.J., Thomas K.T., Steven N. Thermo-oxidative aging and thermal cycling of PETI-340M composites // High Performance Polymers. 2022. Vol. 34. P. 33–43.
4. Bain S., Ozawa S., Jim M., Criss Jr. Development of a Cure/Postcure Cycle for PETI-330 Laminates Fabricated by Resin Transfer Molding // High Performance Polymers. 2006. URL: https://www.academia.edu/5559484/Development of a Cure Postcure Cycle for PETI-330 Laminates Fabricated by Resin Transfer Molding (дата обращения: 10.04.2026).
5. Fernberg P., Gong G., Mannberg P., Tsampas S. Development of novel high T_g polyimide-based composites. Part I: RTM processing properties // Journal of Composite Materials. 2018. Vol. 52. No. 2. P. 253–260.
6. Gao S.Z., Huang Z.Q., Wang X.L. et al. Research on Properties of 450 °C Resistant Polyimide Composites // Journal of Physics: Conference Series (ISALT 2022). 2023. Vol. 2460. No. 012091. P. 1–8. DOI: 10.1088/1742-6596/2460/1/012091.
7. Михайлин Ю.А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы. СПб.: Профессия, 2006. 624 с.
8. Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С. и др. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / под ред. А.А. Берлина. СПб.: Профессия, 2008. 560 с.
9. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Ахмадиева К.Р. Технологические особенности получения высокотемпературных полиимидных углепластиков. Зарубежный опыт (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 6 (112). С. 80–95. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-80-95.
10. CYCOM®5250 Bismaleimide Resin. Technical Data Sheet // Cytec engineered materials. 2017. URL: https://www.solvay.com/en/product/cycom-5250-4 (дата обращения: 03.04.2026).
11. 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: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
12. Михайлин Ю.А. Тепло-, термо- и огнестойкость полимерных материалов. СПб.: Научные основы и технологии, 2011. 416 с.
13. Стрельников В.Н., Иванова Е.В., Лебедева Е.А., Трухинов Д.К., Астафьева С.А. Разработка и исследование свойств композиционных материалов на основе термоэластопластов с функциональными наполнителями // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 195–208. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 28.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-195-208.
14. 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: 14.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
15. Valueva M.I., Zelenina I.V., Zharinov M.A., Khaskov M.A. High-Temperature Carbon Fiber Reinforced Plastics Based on a Thermoreactive Polyimide Binder // Inorganic Materials: Applied Research. 2021. Vol. 12. No. 6. P. 1581–1589.
16. Adamczak A.D. High temperature materials for aerospace applications. Texas A&M University, 2011. 139 p.
17. Choy C.L., Luk W.H., Chen F.C. Thermal conductivity of highly oriented polyethylene // Polymer. 1978. Vol. 19. P. 155–162.
18. Fei H., Dai W., Yu J. et al. Thermal diffusivity and thermal conductivity of polyimide composites // Journal of Applied Polymer Science. 2019. Vol. 136. No. 15. P. 47336.
19. Pielichowska K. Polyimide-based composites for high-temperature applications // Progress in Materials Science. 2014. Vol. 67. P. 173–232.
20. Xiong X., Yang S.Y., Ji M. et al. Thermal expansion behavior of polyimide composites // Polymer Composites. 2018. Vol. 39. No. S3. P. E1688–E1695.

References

1. Mukhametov R.R., Petrova A.P. *Thermosetting Binders for Polymer Composite Materials*: Textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, 528 p.
2. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatics influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
3. Xiaochen L., Bo C.J., Thomas K.T., Steven N. Thermo-oxidative aging and thermal cycling of PETI-340M composites. *High Performance Polymers*, 2022, vol. 34, pp. 33–43.
4. Bain S., Ozawa S., Jim M., Criss Jr. Development of a Cure/Postcure Cycle for PETI-330 Laminates Fabricated by Resin Transfer Molding. *High Performance Polymers*, 2006. Available at: https://www.academia.edu/5559484/Development of a Cure Postcure Cycle for PETI-330 Laminates Fabricated by Resin Transfer Molding (accessed: April 10, 2026).
5. Fernberg P., Gong G., Mannberg P., Tsampas S. Development of novel high T_g polyimide-based composites. Part I: RTM processing properties. *Journal of Composite Materials*, 2018, vol. 52, no. 2, pp. 253–260.
6. Gao S.Z., Huang Z.Q., Wang X.L. et al. Research on Properties of 450 °C Resistant Polyimide Composites. *Journal of Physics*: Conference Series (ISALT 2022), 2023, vol. 2460, no. 012091, pp. 1–8. DOI: 10.1088/1742-6596/2460/1/012091.
7. Mikhailin Yu.A. *Heat-Resistant Polymers and Polymeric Materials*. St. Petersburg: Professiya, 2006, 624 p.
8. Kerber M.L., Vinogradov V.M., Golovkin G.S. et al. *Polymer Composite Materials: Structure, Properties, Technology*: Textbook. Ed. A.A. Berlin. St. Petersburg: Professiya, 2008, 560 p.
9. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Ahmadieva K.R. Technological features of obtaining high temperature polyimide carbons. Foreign experience (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), pp. 80–95. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-80-95.
10. CYCOM®5250 Bismaleimide Resin. Technical Data Sheet. *Cytec engineered materials*. 2017. Available at: https://www.solvay.com/en/product/cycom-5250-4 (accessed: April 03, 2026).
11. 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: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
12. Mikhailin Yu.A. *Heat, Thermal, and Fire Resistance of Polymer Materials*. St. Petersburg: Nauchnyye osnovy i tekhnologii, 2011, 416 p.
13. Strelnikov V.N., Ivanova E.V., Lebedeva E.A., Trukhinov D.K., Astafeva S.A. Development and research of the properties of thermoplastic elastomer composites with functional fillers. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 195–208. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: April 28, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-195-208.
14. 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: April 14, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
15. Valueva M.I., Zelenina I.V., Zharinov M.A., Khaskov M.A. High-Temperature Carbon Fiber Reinforced Plastics Based on a Thermoreactive Polyimide Binder. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2021, vol. 12, no. 6, pp. 1581–1589.
16. Adamczak A.D. *High temperature materials for aerospace applications*. Texas A&M University, 2011, 139 p.
17. Choy C.L., Luk W.H., Chen F.C. Thermal conductivity of highly oriented polyethylene. *Polymer*, 1978, vol. 19, pp. 155–162.
18. Fei H., Dai W., Yu J. et al. Thermal diffusivity and thermal conductivity of polyimide composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 2019, vol. 136, no. 15, p. 47336.

19. Pielichowska K. Polyimide-based composites for high-temperature applications. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 67, pp. 173–232.
20. Xiong X., Yang S.Y., Ji M. et al. Thermal expansion behavior of polyimide composites. *Polymer Composites*, 2018, vol. 39, no. S3, pp. E1688–E1695.

Информация об авторах

Антюфеева Наталия Викторовна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Зеленина Ирина Викторовна, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Начаркина Анастасия Витальевна, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Косякова Александра Васильевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Ефремова Анна Викторовна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Мараховский Петр Сергеевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Natalia V. Antyufeeva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Irina V. Zelenina, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Anastasia V. Nacharkina, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Aleksandra V. Kosyakova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Anna V. Efremova, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Petr S. Marakhovsky, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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 579.26:678.8
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-180-188

МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ГРИБЫ НА ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ В РАЗЛИЧНЫХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ЗОНАХ

А.А. Кривушина[1], Д.Н. Мосунова[1], Ю.С. Горяшник[1], Т.В. Яковенко[1]

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

Аннотация. *Проанализированы и обобщены данные по видовому составу микроскопических грибов, выделенных с полимерных материалов в различных природно-климатических регионах. Выделены более 250 штаммов микроскопических грибов, относящихся к 98 видам и 36 родам, большинство из которых являются анаморфами представителей отдела Ascomycota. Выделенные штаммы перспективны для исследований микробиологической стойкости материалов и эффективности биоцидных средств, применяемых в разных климатических регионах.*

Ключевые слова: *биоповреждения, климатические зоны, микромицеты-деструкторы, микромицеты-контаминанты, микроскопические грибы, полимеры*

Для цитирования: Кривушина А.А., Мосунова Д.Н., Горяшник Ю.С., Яковенко Т.В. Микроскопические грибы на полимерных материалах в различных климатических зонах // Труды ВИАМ. 2026. № 11 (165). С. 180–188. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-180-188.

Scientific article

MICROSCOPIC FUNGI ON POLYMERIC MATERIALS IN DIFFERENT CLIMATIC ZONES

A.A. Krivushina[1], D.N. Mosunova[1], Yu.S. Goryashnik[1], T.V. Yakovenko[1]

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

Abstract. *Data on the species composition of microscopic fungi isolated from polymeric materials in various climatic regions were analyzed and summarized. More than 250 microscopic fungal strains belonging to 98 species and 36 genera were isolated, most of them anamorphs of the Ascomycota phylum. The isolated strains hold promise for studies of the microbiological stability of materials and the effectiveness of biocidal agents used in various climatic regions.*

Keywords: *biodeterioration, climatic zones, micromycetes-destructors, micromycetes-contaminants, microscopic fungi, polymers*

For citation: Krivushina A.A., Mosunova D.N., Goryashnik Yu.S., Yakovenko T.V. Microscopic fungi on polymeric materials in different climatic zones. *Trudy VIAM*, 2026, no. 11 (165), pp. 180–188. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-11-180-188.

Введение

Полимеры стали неотъемлемой частью современной жизни, однако их эксплуатация осложняется проблемой биологических повреждений. Даже новейшие биостойкие материалы не в полной мере защищены от воздействия микроорганизмов, среди которых особую опасность представляют микроскопические грибы, или микромицеты. Эти организмы обладают рядом свойств, позволяющих им успешно колонизировать

полимерные поверхности. К таким свойствам относятся широкий метаболический аппарат, быстрый рост биомассы, высокая адаптивность к изменениям температуры и влажности, способность проникать вглубь материала с помощью гиф. Наиболее благоприятные условия для развития микромицетов – температура 25–28 °С и влажность воздуха >90 %, соответственно, биоповреждения особенно распространены в тропических и субтропических регионах. Однако и в умеренных, и в северных широтах микромицеты способны развиваться на полимерах, снижая долговечность изделий и конструкций [1–3].

Комплексное изучение микромицетов, поражающих полимеры в разных климатических зонах, имеет большое практическое значение. Полученные в ходе таких исследований данные позволят усовершенствовать тест-наборы для оценки грибостойкости материалов в лабораториях, определить эффективность биоцидных препаратов против конкретных видов микромицетов, провести более точные испытания материалов и техники с учетом климатических условий эксплуатации, разработать биотехнологические методы переработки полимерных отходов с использованием культур микромицетов-деструкторов [4–7].

Цель работы – изучение видового состава микроскопических грибов, обнаруженных на поверхности полимерных материалов в различных климатических зонах.

Материалы и методы

Исследованные культуры микроскопических грибов получены из двух источников:

– образцы полимерных материалов после длительных натурных испытаний на микологических площадках. Испытания проводили в репрезентативных климатических зонах, классифицированных по ГОСТ 16350–80 [8, 9]. На площадках размещали микологические стенды с материалами следующих классов: резины, герметики, угле- и стеклопластики, полиуретаны, лакокрасочные покрытия, клеи и другие полимерные материалы. Проведение испытаний регламентировано ГОСТ 9.915–2023 [10]. Культуры микромицетов выделяли из очагов микробиологических повреждений после визуальных осмотров образцов в ходе и после экспозиции;

– участки, демонстрирующие признаки микробиологического повреждения, на действующих изделиях и технике, эксплуатируемых в различных климатических условиях.

Микромицеты выделяли методами прямого посева и отпечатков на твердые питательные среды (среда Чапека, сусло-агар).

Видовую идентификацию штаммов осуществляли в Курчатовском геномном центре, используя современные методы полногеномной таксономии. Таксономическая классификация базировалась на двух подходах: анализе геномных сигнатур и полноценном филогенетическом анализе по 255 маркерным однокопийным генам эукариот.

Таксономический анализ данных проводили на основании номенклатурной базы данных по царству грибов http://www.indexfungorum.org/Names/Names.asp. Климатические зоны классифицировали в соответствии с ГОСТ 16350–80 [8].

Результаты и обсуждение

Результаты натурных испытаний показали, что наиболее интенсивное развитие микробиологических повреждений – в форме налетов, обрастаний и пятен – наблюдается на образцах полимерных материалов, размещенных в условиях теплого климата. В рамках данного исследования такие проявления наиболее ярко выражены в Сочинском регионе. При этом важно отметить, что признаки биоповреждений не ограничиваются теплыми зонами: они также зафиксированы в умеренном и более холодном климате, хотя и проявляются только в летний период испытаний [1, 11].

Комплексный отбор проб с образцов полимерных материалов, размещенных на микологических площадках в разных климатических зонах, а также непосредственно с поверхности эксплуатируемых изделий и техники позволил выделить >250 чистых культур микроскопических грибов. Выделенные культуры охватывают 98 видов, относящихся к 36 родам. На основе полученных данных для каждой природно-климатической зоны сформирован список видов микромицетов, наиболее часто колонизирующих полимерные материалы и изделия. Этот перечень представлен в таблице и служит основой для дальнейшего анализа закономерностей распространения микробиологических повреждений в зависимости от климатических условий.

Виды микроскопических грибов, наиболее часто выделяемые с полимерных материалов и изделий в различных климатических зонах

Город	Тип климата*	Виды микроскопических грибов
Москва	Умеренный (представительный пункт)	*Acremonium sclerotigenum*, *Alternaria alternata*, *A. subcucurbitae*, *Aspergillus flavus*, *A. niger*, *A. pseudodeflectus*, *A. sydowii*, *A. terreus*, *A. ustus*, *A. welwitschiae*, *Aureobasidium melanogenum*, *A. namibiae*, *Botrytis cinerea*, *Chaetomium angustispirale*, *Lecanicillium araneicola*, *Paecilomyces variotii*, *Penicillium citreosulfuratum*, *P. expansum*, *P. rubens*, *P. soliforme*, *Rhizopus arrhizus*, *Talaromyces marneffei*, *Trichoderma atroviride*, *T. harzianum*
Звенигород	Умеренный (представительный пункт)	*Acrodontium crateriforme*, *Akanthomyces muscarius*, *Alternaria alternata*, *Aspergillus fumigatus*, *A. parasiticus*, *A. welwitschiae*, *Cladosporium aggregatocicatricatum*, *C. australiense*, *Cosmospora lavitskiae*, *Dichotomopilus funicola*, *Epicoccum dendrobii*, *E. layuense*, *Fusarium langsethiae*, *Hormonema macrosporum*, *Neocucurbitaria juglandicola*, *Paecilomyces variotii*, *Penicillium atrosanguineum*, *P. bussumense*, *P. citreosulfuratum*, *P. manginii*, *P. rubens*, *Simplicillium lamellicola*, *Trichoderma hamatum*, *T. harzianum*
Владивосток	Умеренно влажный (представительный пункт)	*Alternaria alternata*, *Cladosporium australiense*, *Epicoccum layuense*, *Fusarium ipomoeae*, *Penicillium rubens*, *P. ubiquetum*
Геленджик	Умеренно теплый с мягкой зимой (экстремальный пункт)	*Alternaria alternata*, *A. oregonensis*, *Apiospora arundinis*, *Aureobasidium melanogenum*, *A. pullulans*, *Botrytis cinerea*, *Cladosporium australiense*, *C. oxysporum*, *C. phlei*, *C. puyae*, *Epicoccum layuense*, *Fusarium equiseti*, *Lichtheimia hongkongensis*, *Penicillium bussumense*, *Rhizopus arrhizus*, *Trichoderma atrobrunneum*
Сочи	Теплый влажный (экстремальный пункт)	*Alternaria alternata*, *Aspergillus flavus*, *A. niger*, *Cladosporium australiense*, *C. oxysporum*, *Clonostachys rosea*, *Colletotrichum fioriniae*, *Fusarium culmorum*, *Penicillium citreosulfuratum*, *P. corylophilum*, *P. meleagrinum var. viridiflavum*, *P. quebecense*, *P. roqueforti*, *P. solitum*, *P. sumatraense*, *Pestalotiopsis rosea*, *Trichoderma atroviride*, *T. harzianum*, *Victoriomyces antarcticus*
Мурманск	Умеренный (экстремальный пункт)	*Aspergillus luchuensis*, *A. parasiticus*, *A. sydowii*, *Cladosporium phlei*, *C. puyae*, *Penicillium brevicompactum*, *P. kananaskense*, *P. manginii*, *P. nothofagi*, *P. roqueforti*, *P. solitum*, *P. velutinum*, *P. waksmanii*, *Phacidium grevilleae*
Якутск	Очень холодный (представительный пункт)	*Alternaria alternata*, *Aureobasidium melanogenum*, *Cladosporium phlei*, *Didymella pinodes*, *Nothophoma anigozanthi*, *Penicillium rubens*, *Trichoderma harzianum*
* В соответствии с ГОСТ 16350–80.		

Проведенный таксономический анализ данных показал, что подавляющее большинство выделенных микромицетов относятся к анаморфам представителей отдела *Ascomycota*, подотдела *Pezizomycotina* – 96 видов 34 родов. По данным научно-технической литературы, среди всех выделенных видов аскомицетов у 25 встречается совершенная стадия, однако наличие плодовых тел отмечено всего у 3: *Chaetomium angustispirale, Chaetomium globosum* и *Dichotomopilus funicola.*

Основное количество выделенных аскомицетов относится к классу *Eurotiomycetes* (41 вид), также широко представлены классы *Sordariomycetes* (31 вид) и *Dothideomycetes* (23 вида), к классу *Leotiomycetes* отнесены всего 2 вида, выявлены несколько видов аскомицетных грибов с неопределенным положением (*incertae sedis*). Все выделенные представители класса *Eurotiomycetes* относятся к одному порядку *Eurotiales*, семейству *Aspergillaceae*, это виды трех родов: *Aspergillus, Penicillium* и *Talaromyces.* Среди выделенных микромицетов класса *Sordariomycetes* преобладали представители порядка *Hypocreales* (23 вида), семейств *Hypocreaceae, Bionectriaceae, Nectriaceae, Cordycipitaceae, Ophiocordycipitaceae* с преобладанием видов родов *Fusarium* и *Trichoderma.* Отмечены по несколько видов порядка *Amphisphaeriales*, семейства *Pestalotiopsidaceae* (виды родов *Neopestalotiopsis* и *Pestalotiopsis*) и порядка *Sordariales*, семейства *Chaetomiaceae* (виды родов *Chaetomium* и *Dichotomopilus*). Единично присутствуют представители и других порядков данного класса: *Glomerellales, Cephalothecales* и *Coniochaetales.*

Среди микромицетов класса *Dothideomycetes* больше всего представителей порядка *Pleosporales* (9 видов), в основном это грибы из семейства *Pleosporaceae* (виды родов *Alternaria* и *Curvularia*) и *Didymellaceae* (виды рода *Epicoccum* и др.). Порядок *Dothideales* представлен несколькими видами с преобладанием грибов семейства *Saccotheciaceae* (виды рода *Aureobasidium*). Порядок *Cladosporiales*, семейство *Cladosporiaceae* представлены большим количеством видов рода *Cladosporium*. Единично присутствуют представители порядка *Mycosphaerellales.* Класс *Leotiomycetes* представлен грибами двух порядков – *Helotiales* (род *Botrytis*) и *Phacidiales* (род *Phacidium*).

Кроме аскомицетных грибов отмечены всего два представителя отдела *Mucoromycota*, класса *Mucoromycetes*, порядка *Mucorales*, это виды *Lichtheimia hongkongensis* и *Rhizopus arrhizus.*

Наибольшее видовое разнообразие отмечено для следующих родов микромицетов: 24 – *Penicillium*, 9 – *Aspergillus*, 9 – *Cladosporium*, 6 – *Fusarium*, 5 – *Talaromyces*, 4 – *Trichoderma*, 3 – *Alternaria*, 3 – *Aureobasidium*, 3 – *Epicoccum.*

Подавляющее большинство культур грибов относится к мицелиальным грибам, лишь несколько штаммов выделены в виде дрожжевых клеток, это виды рода *Aureobasidium – A. melanogenum, A. namibiae* и *A. pullulans*, для которых характерен мицелиально-дрожжевой диморфизм.

Анализ данных показал, что распределение микромицетов по климатическим зонам не демонстрирует выраженной видовой специфичности. Вместо этого прослеживается четкая связь между видовым составом грибных сообществ и типом материала-субстрата, на котором они развиваются. Например, на герметиках и резинах преимущественно колонизируют темноокрашенные грибы родов *Cladosporium* и *Alternaria*. Лакокрасочные покрытия чаще поражаются видами рода *Aspergillus*, тогда как синтетические ткани подвержены заселению представителями рода *Trichoderma* [12–14].

Особого внимания заслуживает вид *Alternaria alternata*, который стал абсолютным лидером по частоте встречаемости на полимерных материалах в различных регионах. Он выявлен в шести зонах: Москве, Звенигороде, Сочи, Геленджике, Якутске

и Владивостоке. Широкая распространенность и космополитичность этого вида объясняются высокой адаптивностью: штаммы *A. alternata* способны заселять самые разные материалы и активно участвовать в их биодеструкции [15].

Примечательно, что отдельные штаммы *A. alternata* обладают ферментативной активностью, позволяющей разлагать полиэтилен и микропластик. Благодаря этому свойству эти штаммы перспективны для применения в биоремедиационных технологиях, например, при очистке территорий от полимерных отходов или микропластикового загрязнения [16, 17]. Таким образом, изучение этого вида не только помогает понять механизмы биоповреждений полимеров, но и дает ключ к разработке экологически безопасных методов утилизации пластика.

На втором месте по частоте встречаемости в различных климатических зонах находится вид *Cladosporium australiense*. Он отмечен в четырех регионах: Звенигороде, Владивостоке, Геленджике и Сочи. Виды рода *Cladosporium* также часто выделяют с поверхности полимерных материалов, отмечена деструктивная способность многих штаммов по отношению к полимерным материалам [15, 18]. Еще 6 видов микромицетов отмечены на полимерных материалах в трех климатических регионах: *Aureobasidium melanogenum* – в Москве, Геленджике и Якутске, *Cladosporium phlei* – в Геленджике, Мурманске и Якутске, *Epicoccum layuense* – в Звенигороде, Владивостоке и Геленджике, *Penicillium citreosulfuratum* и *Trichoderma harzianum* – в Москве, Звенигороде и Сочи, *Penicillium rubens* – в Москве, Звенигороде и Владивостоке. Кроме того, 14 видов микромицетов отмечены в двух различных климатических зонах каждый: *Aspergillus flavus, A. niger, A. parasiticus, A. sydowii, A. welwitschiae, Botrytis cinerea, Cladosporium oxysporum, C. puyae, Paecilomyces variotii, Penicillium manginii, P. roqueforti, P. solitum, Rhizopus arrhizus* и *Trichoderma atroviride*. Грибы родов *Aspergillus, Paecilomyces, Penicillium* и *Trichoderma* также относятся к распространенным микромицетам, наиболее часто выделяемым с полимерных материалов [15, 19].

Полимерные материалы формируют особую экологическую нишу, привлекательную для микроскопических грибов. При этом важно различать виды, просто контаминирующие поверхность (в виде фрагментов мицелия или спор), и виды, активно участвующие в биодеструкционных процессах. Большинство микромицетов, выделяемых с поверхности полимерных изделий, относятся именно к первой группе.

Микробиологические повреждения можно условно разделить на две категории по характеру использования самого материала микроорганизмом [1]. В первом случае полимер служит лишь субстратом для прикрепления и обитания, а все необходимые питательные вещества микроорганизм получает из внешней среды. Воздействие на материал проявляется косвенно – через выделение агрессивных метаболитов, ферментов и органических кислот, необходимых для поддержания жизнедеятельности гриба [20]. Такие процессы могут приводить к постепенному ухудшению свойств материала, но не вызывают его быстрого разрушения. Во втором случае микроорганизм использует полимер не только как опору, но и как питательную среду. Это приводит к значительно более интенсивной и быстрой биодеструкции, поскольку метаболизм микроорганизма напрямую нацелен на трансформацию компонентов материала.

Ключевой вывод исследований – способность использовать полимерные компоненты в качестве источника питания определяется на уровне штамма, а не вида в целом. Хотя некоторые виды проявляют общую предрасположенность к биодеструкции, окончательную оценку деструктивного потенциала можно дать только после изучения конкретных штаммов.

Подтверждением этому служат результаты исследований штаммов *Aspergillus flavus*, выделенных в разных климатических условиях: все изученные образцы проявили

деструктивную активность по отношению к полимерным материалам. Полученные данные подчеркивают необходимость индивидуального тестирования штаммов для прогнозирования биостойкости материалов в различных условиях эксплуатации.

В рамках дальнейших исследований планируется провести комплексную оценку физиологических свойств и деструктивной способности всех выделенных штаммов микромицетов – как с точки зрения защиты материалов от биоповреждений, так и с позиции возможного использования грибов для биоремедиации полимерных отходов.

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

Заключения

Анализ видового состава микроскопических грибов, колонизирующих полимерные материалы, изделия и конструкции в различных природно-климатических регионах, позволил выявить ключевые группы микроорганизмов, участвующих в процессах биоповреждения. Основную долю микромицетов-контаминантов составили представители отдела *Ascomycota*, в подавляющем большинстве – анаморфные стадии. Наибольшую распространенность продемонстрировали виды родов *Penicillium, Aspergillus, Cladosporium, Fusarium, Talaromyces, Trichoderma, Alternaria* и *Aureobasidium*, что согласуется с данными предыдущих исследований, подтверждающих высокую адаптивность этих таксонов к разнообразным субстратам.

Важным выводом работы стало подтверждение того, что данные научно-технической литературы о встречаемости вида на полимерных материалах не могут служить достаточным основанием для отнесения его к деструкторам. Деструктивная способность – это индивидуальная характеристика штамма, обусловленная его физиологическими особенностями. Следовательно, для достоверной оценки участия микромицета в процессах биодеструкции необходимо проведение целенаправленных лабораторных исследований с каждым выделенным штаммом.

Практическое значение полученных результатов заключается в возможности использования выделенных штаммов микромицетов для решения ряда актуальных задач (проведение лабораторных испытаний микробиологической стойкости полимерных материалов и изделий с учетом специфики климатических условий их эксплуатации; разработка биотехнологических методов переработки пластиковых отходов, основанных на способности отдельных штаммов к деструкции полимеров; оценка эффективности биоцидных препаратов, предназначенных для защиты полимерных конструкций от биоповреждений в различных климатических регионах), что позволит повысить долговечность и надежность эксплуатации материалов.

Список источников

1. Кривушина А.А., Старцев В.О. Микромицеты-деструкторы полимерных материалов среди экстремофильных микроорганизмов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). С. 123–134. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 29.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-1-123-134.
2. Лаптев А.Б., Железняк В.Г., Турова Т.П., Соколова Д.Ш., Назина Т.Н. Влияние присутствия токсичных добавок в составе полимерного материала на процессы его биодеструкции в морской воде // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). С. 121–134. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 29.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-121-134.
3. Закирова Л.И., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Мовенко Д.А., Лаптев А.Б. Особенности формирования диффузионного слоя Sn–Zn–Fe на границе гальванотермического покрытия системы цинк–олово и стали 30ХГСА с высокой защитной способностью // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). С. 61–71. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 29.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-61-71.

4. Кураков А.В., Геворкян С.А., Гогинян В.Б., Озерская С.М. Разнообразие и особенности состава микроскопических грибов на синтетических полимерных материалах // Прикладная биохимия и микробиология. 2008. № 44 (2). С. 232–235.
5. Srikanth M., Sandeep T.S.R.S., Sucharitha K., Godi S. Biodegradation of plastic polymers by fungi: a brief review // Bioresources and Bioprocessing. 2022. Vol. 9 (1). P. 42. DOI: 10.1186/s40643-022-00532-4.
6. Кривушина А.А., Лаптев А.Б. Фунгициды: применение, свойства и принципы действия // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 155–168. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 20.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-155-168.
7. Кривушина А.А., Лаптев А.Б. Методы испытаний эффективности биоцидных препаратов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 267–278. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 20.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-267-278.
8. ГОСТ 16350–80. Климат СССР. Районирование и статистические параметры климатических факторов для технических целей. М.: Изд-во стандартов, 1981. 140 с.
9. Старцев В.О., Старцев О.В., Зеленева Т.О., Варданян А.М. Влияние осадков на изменение массы образцов полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 136–154. URL: https://www.journal.viam.ru (дата обращения: 20.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
10. ГОСТ 9.915–2023. Единая система защиты от коррозии и старения. Материалы неметаллические и изделия с их применением. Метод испытаний на микробиологическую стойкость в природных условиях в атмосфере. М.: РСТ, 2023. 12 с.
11. 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. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
12. Lugauskas A., Levinskait L., Pečiulyt D. Micromycetes as deterioration agents of polymeric materials // International biodeterioration & biodegradation. 2003. Vol. 52 (4). P. 233–242.
13. Domsch K.H., Gams W., Anderson T.H. Compendium of Soil Fungi. 2nd ed. Lubrecht & Cramer Ltd., 2007. 672 p.
14. Seifert K., Morgan-Jones G., Gams W., Kendrick B. The Genera of *Hyphomycetes* // CBS Biodiversity. Series 9. Utrecht, 2011. P. 1–102.
15. Sabev H.A., Barratt S.M., Greenhalgh M. et al. Biodegradation and biodeterioration of man-made polymeric materials // Fungi in biogeochemical cycles / ed. G.M. Gadd. Cambridge University Press, 2006. P. 212–235.
16. Gao R., Liu R., Sun C. A marine fungus *Alternaria alternata* FB1 efficiently degrades polyethylene // Journal of Hazardous Materials. 2022. Vol. 431. P. 128617. DOI: 10.1016/j.jhazmat.2022.128617.
17. Schindler Y., Zucker I. Microplastic Removal and Biodegradation by Native Mediterranean Fungus *Alternaria alternate* // ACS Environmental Science & Technology Water. 2025. Vol. 5. P. 4079–4088.
18. Bensch K., Groenewald J.Z., Dijksterhuis J. et al. Species and ecological diversity within the *Cladosporium cladosporioides* complex (*Davidiellaceae, Capnodiales*) // Studies in mycology. 2010. Vol. 67. P. 1–94. DOI: 10.3114/sim.2010.67.01.
19. Lugauskas A., Prosychevas I., Levinskaitė L., Jaskelevičius B. Physical and chemical aspects of long-term biodeterioration of some polymers and composites // Environmental Toxicology: An International Journal. 2004. Vol. 19 (4). P. 318–328.
20. Stroganov V.F., Kukoleva D.A., Akhmetshin A.S., Stroganov I.V. Biodeterioration of polymers and polymer composite materials // Polymer Science. Series D. 2009. Vol. 2 (3). P. 164–166. DOI: 10.1134/S1995421209030071.

References

1. Krivushina A.A., Startsev V.O. Micromycetes-destructors of polymeric materials among extremophilic microorganisms (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 1 (107), pp. 123–134. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: March 29, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-1-123-134.
2. Laptev A.B., Zheleznyak V.G., Tourova T.P., Sokolova D.Sh., Nazina T.N. The effect of the presence of toxic additives in the polymer material on the processes of its biodegradation in seawater. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), pp. 121–134. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: March 29, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-121-134.
3. Zakirova L.I., Afanasyev-Khodykin A.N., Movenko D.A., Laptev A.B. Features of the formation of the Sn–Zn–Fe diffusion layer at the boundary of galvanothermal coating of systems zinc–tin and 30HGSA steel with high protec-tive capability. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), pp. 61–71. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: March 29, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-61-71.
4. Kurakov A.V., Gevorkyan S.A., Goginyan V.B., Ozerskaya S.M. Diversity and compositional features of microscopic fungi on synthetic polymeric materials. *Prikladnaya biokhimiya i mikrobiologiya*, 2008, vol. 44, no. 2, pp. 232–235.
5. Srikanth M., Sandeep T.S.R.S., Sucharitha K., Godi S. Biodegradation of plastic polymers by fungi: a brief review. *Bioresources and Bioprocessing*, 2022, vol. 9 (1), p. 42. DOI: 10.1186/s40643-022-00532-4.
6. Krivushina A.A., Laptev A.B. Fungicides: application, properties and principles of action. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 155–168. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: March 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-155-168.
7. Krivushina A.A., Laptev A.B. Methods for testing the efficiency of biocidal agents (review). *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 267–278. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: March 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-267-278.
8. State Standard 16350–80. *Climate of the USSR. Zoning and Statistical Parameters of Climatic Factors for Technical Purposes*. Moscow: Standards Publ. House, 1981, 140 p.
9. Startsev V.O., Startsev O.V., Zeleneva T.O., Vardanyan A.M. Influence of precipitation on changes in the mass of samples of polymeric composite materials in open climatic conditions. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 136–154. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: March 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
10. State Standard 9.915–2023. *Unified System for Protection against Corrosion and Aging. Non-metallic Materials and Products Incorporating Them. Test Method for Microbiological Resistance under Natural Atmospheric Conditions*. Moscow: RST, 2023, 12 p.
11. 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. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
12. Lugauskas A., Levinskait L., Pečiulyt D. Micromycetes as deterioration agents of polymeric materials. *International biodeterioration & biodegradation*, 2003, vol. 52 (4), pp. 233–242.
13. Domsch K.H., Gams W., Anderson T.H. *Compendium of Soil Fungi*. 2nd ed. Lubrecht & Cramer Ltd., 2007, 672 p.
14. Seifert K., Morgan-Jones G., Gams W., Kendrick B. The Genera of *Hyphomycetes*. *CBS Biodiversity. Series 9*. Utrecht, 2011, pp. 1–102.
15. Sabev H.A., Barratt S.M., Greenhalgh M. et al. *Biodegradation and biodeterioration of man-made polymeric materials. Fungi in biogeochemical cycles*. Ed. G.M. Gadd. Cambridge University Press, 2006, pp. 212–235.
16. Gao R., Liu R., Sun C. A marine fungus *Alternaria alternata* FB1 efficiently degrades polyethylene. *Journal of Hazardous Materials*, 2022, vol. 431, p. 128617. DOI: 10.1016/j.jhazmat.2022.128617.

17. Schindler Y., Zucker I. Microplastic Removal and Biodegradation by Native Mediterranean Fungus *Alternaria alternate*. *ACS Environmental Science & Technology Water*, 2025, vol. 5, pp. 4079–4088.
18. Bensch K., Groenewald J.Z., Dijksterhuis J. et al. Species and ecological diversity within the *Cladosporium cladosporioides* complex (*Davidiellaceae*, *Capnodiales*). *Studies in mycology*, 2010, vol. 67, pp. 1–94. DOI: 10.3114/sim.2010.67.01.
19. Lugauskas A., Prosychevas I., Levinskaitė L., Jaskelevičius B. Physical and chemical aspects of long-term biodeterioration of some polymers and composites. *Environmental Toxicology: An International Journal*, 2004, vol. 19 (4), pp. 318–328.
20. Stroganov V.F., Kukoleva D.A., Akhmetshin A.S., Stroganov I.V. Biodeterioration of polymers and polymer composite materials. *Polymer Science. Series D*, 2009, vol. 2 (3), pp. 164–166. DOI: 10.1134/S1995421209030071.

Информация об авторах

Кривушина Анастасия Александровна, ведущий научный сотрудник, к.б.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Мосунова Дарья Николаевна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Горяшник Юлия Сергеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Яковенко Татьяна Владимировна, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anastasia A. Krivushina, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Bio.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Daria N. Mosunova, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 16.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 04.08.2026.
The article was submitted 16.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 04.08.2026.

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. Рекомендуется 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