

№8
(162)
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

№ 8 (162) август 2026

Учредитель периодического издания:

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакционный совет

Председатель совета – главный редактор:

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

Заместитель председателя совета – заместитель главного редактора:

Антипов В.В. докт. техн. наук, профессор РАН
(НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»)

Члены совета:

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

Издатель: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакция:

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

Адрес редакции:

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

Сетевое издание зарегистрировано Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций. Регистрационный номер Эл № ФС77-82768 от 27.01.2022

Распространяется бесплатно посредством информационно-телекоммуникационной сети Интернет.

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

Журнал входит в Российский индекс научного цитирования (РИНЦ),
реферативно-информационную базу данных RSCI (Russian Science Index на платформе Web of Science)
Журнал входит в Международную ассоциацию издателей (PILA – Publishers International Linking Association).

Всем статьям, публикуемым в журнале, присваиваются индексы DOI (Digital Object Identifier).

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

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

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Жаропрочные сплавы и стали**Сухов Д.И., Гоголева В.Д., Мовенко Д.А.** 3

Анализ режимов селективного лазерного сплавления никелевых сплавов с применением термодинамического моделирования

Зайцев Д.В., Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Лукина Е.А. 17
Влияние Re и Ru на формирование микроструктуры и фазового состава монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при термической обработке и высокотемпературной ползучести. Часть 1**Леонов А.В., Вознесенская Н.М., Князев А.В., Ульянов Е.И., Тонышева О.А.** 30
Взаимосвязь термической обработки, физико-механических свойств и коррозионной стойкости высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота**Форостович Т.Л., Нарский А.Р., Битюцкая О.Н.** 41
Применение диэлектрического нагрева при удалении модельных композиций из оболочковых форм в производстве литых лопаток газотурбинных двигателей. Часть 1Легкие сплавы**Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Монин С.А., Калашников В.С.** 51
Влияние макроволокна на усталостные свойства колец из жаропрочного титанового сплава системы Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Nb-Fe-Si-(O-C) марки BT46Полимерные материалы**Борисова Е.А., Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Морозова В.С., Мекалина И.В.** 68
Вибропоглощающие материалы для авиации. Часть 2. Влияние внешних факторов на демпфирующие свойства полимерных материалов в вязкоупругом состоянииКомпозиционные материалы**Мельников Д.А., Албагачиев А.Ю., Славин А.В., Рыбин А.А.** 82
Исследование влияния параметров вибрационного воздействия на процессы структурообразования стеклопластика на основе стекловолоконных и дисперсных наполнителей при непрерывной намоткеHeat-resistant alloys and steels**Suhov D.I., Gogoleva V.D., Movenko D.A.**
Analysis of selective laser melting modes of nickel alloys using thermodynamic modeling**Zaitsev D.V., Petrushin N.V., Rimsha E.G., Lukina E.A.**
Re and Ru influence on the microstructure formation and phase composition of single-crystal nickel-based superalloys during heat treatment and high-temperature creep. Part 1**Leonov A.V., Voznesenskaya N.M., Knyazev A.V., Ulyanov E.I., Tonysheva O.A.**
The relationship between heat treatment, physical and mechanical properties, and corrosion resistance of high-strength corrosion-resistant martensitic steel with super-equilibrium nitrogen content**Forostovich T.L., Narsky A.R., Bityutskaya O.N.**
Application of dielectric heating in the removal of model compositions from shell molds in the production of cast blades for gas turbine engines. Part 1Light-metal alloys**Kashapov O.S., Kondratyeva A.R., Monin S.A., Kalashnikov V.S.**
Influence of macrofiber orientation on the fatigue properties of rings made of heat-resistant titanium alloy of the Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Nb-Fe-Si-(O-C) system (grade VT46)Polymer materials**Borisova E.A., Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Morozova V.S., Mekalina I.V.**
Vibration absorbing materials for aviation. Part 2. The influence of external factors on damping properties of polymer materials in a viscoelastic stateComposite materials**Melnikov D.A., Albagachiev A.Yu., Slavin A.V., Rybin A.A.**
The influence of vibration parameters on the structure formation processes in fiberglass based on glass fiber and dispersed fillers during continuous winding

- Серкова Е.А., Застрогина О.Б., Сарычев И.А., Скурихина Д.Н., Долгов Э.Ю., Куршев Е.В., Лонский С.Л.** Исследование влияния состава термореактивного связующего на свойства стеклопластиков 92 **Serkova E.A., Zastrogina O.B., Sarychev I.A., Skurikhina D.N., Dolgov E.Yu., Kurshev E.V., Lonskii S.L.** Investigation of the effect of the thermosetting binder composition on the properties of fiberglass plastics
- Кириллова В.А., Леонов А.А., Платонова Я.Б., Савилов С.В.** Комплексные соединения палладия как катализаторы для реакций кросс-сочетания для получения функциональных материалов. Часть 2. Реакции Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека 108 **Kirillova V.A., Leonov A.A., Platonova Ya.B., Savilov S.V.** Palladium complex compounds as catalysts for cross-coupling reactions for the preparation of functional materials. Part 2. Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck reactions
- Патрушев А.Ю., Вахрушева И.О.** Современное состояние и тенденции развития дисперсно-упрочненных медных сплавов (обзор) 122 **Patrushev A.Yu., Vahrusheva I.O.** Current status and development trends of dispersion-strengthened copper alloys (review)

Защитные и функциональные покрытия

- Будиновский С.А., Бенклян А.С., Татарников С.В.** Особенности технологического процесса нанесения ионно-плазменных покрытий на крупногабаритные детали ГТД на установке ВИАМ-МЭШ-50 138 **Budinovskiy S.A., Benklyan A.S., Tatarnikov S.V.** Features of the technological process for applying ion-plasma coatings to large gas turbine engine parts using the VIAM-MESh-50 unit
- Иванов И.М.** Технологии изготовления металлпоорошковых композиций 146 **Ivanov I.M.** Manufacturing technologies of metal powder composites

Испытания материалов

- Морозова С.Е., Волков И.А., Кольцова М.А.** Влияние межоперационного хранения образцов на результаты металлографической оценки межкристаллитной коррозии 159 **Morozova S.E., Volkov I.A., Koltsova M.A.** Influence of inter-operational storage on metallographic evaluation of intergranular corrosion
- Сутубалов А.И., Котлярова М.Р., Дашкин А.Р., Яковлев Н.О.** Анализ факторов, влияющих на сохраняемость и точность определяемых свойств при растяжении углеродного моноволокна 169 **Sutubalov A.I., Kotlyarova M.R., Dashkin A.R., Yakovlev N.O.** Analysis of factors affecting the preservation and accuracy of the properties determined during the stretching of carbon monofilament
- Иваньков Р.Р., Гуляев А.И.** Подходы к анализу площади адгезионного контакта при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла». Часть 1 181 **Ivankov R.R., Gulyaev A.I.** Approaches to the analysis of the adhesive contact area when testing using a modified pull-out method from a «loop-knot». Part 1
- Старцев В.О., Нечаев А.А.** Анализ корреляции изменений механических и диффузионных характеристик стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натурных и ускоренных климатических испытаниях 195 **Startsev V.O., Nechaev A.A.** Analysis of the correlation of changes in mechanical and diffusion characteristics of fiberglass VPS-53/T-25 during full-scale and accelerated climatic tests
- Кривушина А.А., Мосунова Д.Н., Горяшник Ю.С., Яковенко Т.В.** Современные направления микологических исследований в России в области проблемы биоповреждений (обзор) 208 **Krivushina A.A., Mosunova D.N., Goryashnik Yu.S., Iakovenko T.V.** Contemporary directions of mycological research in Russia on the problem of biodeterioration (review)

Научная статья

УДК 778.64:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-3-16

АНАЛИЗ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Д.И. Сухов¹, В.Д. Гоголева¹, Д.А. Мовенко¹

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

Аннотация. Представлены этапы построения карты процесса селективного лазерного сплавления для никелевых сплавов: первоначально карта построена с применением термодинамического моделирования, затем уточнена и верифицирована эмпирическим путем. Установлен оптимальный интервал линейной плотности энергии для никелевых сплавов вне зависимости от типа штриховки. Показано, что для рассмотренных никелевых сплавов кривые зависимости пористости, среднего и максимального размера пор от линейной плотности энергии в оптимальном интервале носят параболический характер.

Ключевые слова: аддитивные технологии, жаропрочные никелевые сплавы, селективное лазерное сплавление, режимы синтеза, термодинамическое моделирование, плотность энергии

Для цитирования: Сухов Д.И., Гоголева В.Д., Мовенко Д.А. Анализ режимов селективного лазерного сплавления никелевых сплавов с применением термодинамического моделирования // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 3–16. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-3-16.

Scientific article

ANALYSIS OF SELECTIVE LASER MELTING MODES OF NICKEL ALLOYS USING THERMODYNAMIC MODELING

D.I. Suhov¹, V.D. Gogoleva¹, D.A. Movenko¹

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

Abstract. In this paper the stages of constructing a map of the selective laser melting process for nickel alloys presented: initially, the map was initially constructed using thermodynamic modeling, then refined and empirically verified. The optimal range of linear energy density for nickel alloys is established, regardless of the hatching type. For the nickel alloys considered in this work the curves for porosity, average and maximum pore size on linear energy density in the optimal range are parabolic.

Keywords: additive manufacturing, heat-resistant nickel alloys, selective laser melting, SLM parameters, thermodynamic modeling, energy density

For citation: Suhov D.I., Gogoleva V.D., Movenko D.A. Analysis of selective laser melting modes of nickel alloys using thermodynamic modeling. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 3–16. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-3-16.

Введение

Аддитивные технологии – одно из самых динамично развивающихся направлений в современной промышленности. Они позволяют получать детали сложной конфигурации, изготовление которых по традиционным технологиям либо невозможно, либо сопряжено со значительными технологическими трудностями. При этом качество деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, позволяет использовать их в изделиях ответственного назначения. В мире планомерно происходит внедрение аддитивных технологий в серийное производство в различных отраслях – от медицины до авиации [1–4].

Одним из самых распространенных методов аддитивных технологий является селективное лазерное сплавление (СЛС). В данном методе применяются самые современные технологические разработки и материалы. Одними из основных материалов для аддитивных технологий как на этапе зарождения этого метода, так в процессе его развития были и остаются сплавы на основе никеля. В настоящее время в аддитивных технологиях используется широкая номенклатура таких сплавов – от адаптированных (изначально предназначенных для традиционных технологий литья и деформации) до специально разработанных с учетом особенностей структуры, получаемой в процессе высокоскоростного охлаждения при синтезе [5–10].

В методе СЛС особое внимание всегда уделялось разработке режимов синтеза, так как минимальное количество дефектов в получаемом материале – залог высокого уровня свойств. Основными параметрами синтеза являются мощность лазера, скорость и интервал сканирования, а также такой параметр, как перекрытие «островков» при использовании шахматной стратегии экспонирования [11]. Основным комплексным показателем режима синтеза служит объемная плотность энергии, рассчитываемая по формуле [12]

$$E = \frac{P}{vth},$$

где P – мощность лазерного луча, Вт; v – скорость сканирования, мм/с; t – толщина слоя порошка, мм; h – интервал сканирования, мм.

В современных работах для анализа режимов также применяют линейную плотность энергии [13, 14]:

$$E_{lin} = \frac{P}{v}.$$

В отечественной практике количество статей, посвященных исследованию влияния параметров синтеза на качество получаемого материала, невелико. Как одну из первых следует отметить работу [15], авторы которой предприняли попытку проанализировать режимы синтеза титанового и вольфрамового порошков. Установлено, что для получения плотного материала с размерами пор <100 мкм интенсивность лазера должна составлять 1500 и 2000 мА для титанового и вольфрамового порошка соответственно. В настоящее время такой подход считается устаревшим, так как общепринято оценивать эффективность работы лазера с учетом его мощности.

Влияние основных параметров синтеза (P , v , h) на образование пористости в синтезированном материале исследовали в работе [11]. Отмечено, что при определенных (пиковых) значениях интервала сканирования наблюдается снижение пористости при прочих равных параметрах, следовательно, для каждого сплава необходимо выявлять это пиковое значение. Другой важный вывод – с увеличением скорости сканирования целесообразно уменьшать интервал сканирования.

Авторы работы [16] при моделировании режима синтеза предложили формулу для определения оптимальной мощности лазера, учитывающую теплофизические параметры материала для синтеза. Вкупе с одним из традиционных вариантов подхода к разработке режимов, заключающимся в анализе формы единичного трека, определены

оптимальные параметры для синтеза алюминиевого сплава системы Al–Ce–Cu, а также показаны линейная зависимость возрастания оптимальной мощности лазера с увеличением скорости сканирования, зависимости пористости материала от объемной плотности энергии и скорости сканирования.

В мировой практике особое внимание уделяется построению так называемого process window, т. е. технологического окна или карты процесса. Это область в координатах «мощность лазера–скорость сканирования», в которой сосредоточен основной массив оптимальных сочетаний параметров синтеза, позволяющих получить минимальные значения пористости материала [17]. Граничными значениями этой области служат максимальное и минимальное значения объемной плотности энергии, формируя таким образом эффективный интервал, который в идеале должен быть определен для каждого сплава [11]. Примерами работ, в которых разрабатывали и исследовали карты процесса, являются [14, 18–23]. Исследователи зачастую использовали итерационные эмпирические подходы, изредка, как, например, в работе [22], применяя методы предиктивной аналитики.

При этом становятся все более распространенными работы по термодинамическому моделированию СЛС [24–27], некоторые из которых, например работа [26], являются первичными попытками не просто аналитически составить представление о происходящих процессах, но и увязать термодинамику синтеза с его реальными параметрами и оценить их влияние на структуру получаемого материала. В работе [27] применяли термодинамический подход для анализа единичных треков процесса СЛС.

В связи с этим интересен подход с термодинамическим моделированием карты процесса для никелевых сплавов, что позволит избежать многочисленных итераций, требуемых для нахождения интервала эффективной объемной плотности энергии E для каждого сплава. При этом предполагается рассмотреть линейную плотность энергии E_{lin} в качестве замены объемной плотности энергии E .

Цель работы – анализ и построение универсальной карты СЛС для никелевых сплавов с применением термодинамического моделирования, наиболее точно отражающей реальный процесс синтеза.

Материалы и методы

Основной особенностью эксперимента являлось моделирование карты процесса СЛС для одного из самых распространенных в аддитивных технологиях никелевых сплавов Inconel 738LC с последующей проверкой полученных данных на отечественных никелевых сплавах для подтверждения ее универсальности.

В программном комплексе, работающем на основе метода CALPHAD, проводили моделирование ванн расплава при синтезе никелевого сплава с оценкой характерных размеров (ширина и глубина) и превалирования типа дефектов в структуре (поры или несплавления). Параметры синтеза задавали матрицей режимов, в которой варьировали мощность лазера и скорость сканирования, при этом толщина слоя металлопорошковой композиции составила 0,03 и 0,04 мм, температура подогрева платформы построения 200 °С, диаметр пятна лазера 0,1 мм. Моделирование проводили для различных интервалов сканирования, значения которых находились в диапазоне 0,06–0,13 мм. Визуализировали полученные результаты для каждой толщины слоя путем построения карт процесса в координатах « P – v » с векторной оценкой измерения полей карты в зависимости от интервала сканирования. После первичной оценки соответствия карты процесса, полученной для толщины слоя 0,03 мм, эмпирическим данным проводили ее корректировку путем введения поправочных коэффициентов с последующей верификацией. Для первичной оценки использовали результаты анализа пористости образцов из никелевого сплава системы Ni–Cr–Al–Mo–Nb с низким содержанием γ' -фазы, изготовленных с интервалом сканирования 0,105 мм (шахматная штриховка, chess), для

верификации – результаты анализа пористости образцов из этого же сплава со значениями интервала сканирования 0,07–0,09 мм (штриховка полосами, *stripes*), а также образцов из коррозионностойкого сплава системы Ni–Cr–Al с интервалом сканирования 0,105 мм (шахматная штриховка).

В вакуумной печи выплавляли литые шихтовые заготовки из никелевых сплавов, которые затем использовали для получения металлопорошковой композиции методом газовой атомизации расплава. Рассев порошка по фракциям осуществляли с использованием промышленного ситового классификатора. Проводили также отделение тонкой (менее 10 мкм) фракции на газодинамическом сепараторе. Для получения синтезированного материала использовали порошок с основной фракцией размером 10–63 мкм. Процесс СЛС проводили в среде азота, толщина слоя составляла 0,03 мм, подогрев платформы построения осуществляли до температуры ≤ 200 °С. Для изготовления образцов использовали интервал сканирования 0,07–0,105 мм при скорости сканирования 800 и 1000 мм/с.

Для оценки пористости (%), максимального и среднего размера дефектов (мкм) для каждого режима СЛС из полученных образцов изготовлены шлифы и исследованы в двух направлениях (XY и XZ) с помощью оптического микроскопа и прилагаемого программного обеспечения, после чего для каждого режима значения усредняли. Каждое направление одного режима рассмотрено по пяти полям при увеличении $\times 100$. Для дальнейшего анализа полученных результатов применяли программы Math и CAD.

Результаты и обсуждение

Пример построенной карты процесса для толщины слоя 0,03 мм и интервала сканирования 0,08 мм представлен на рис. 1. Карту процесса можно разделить на четыре области.

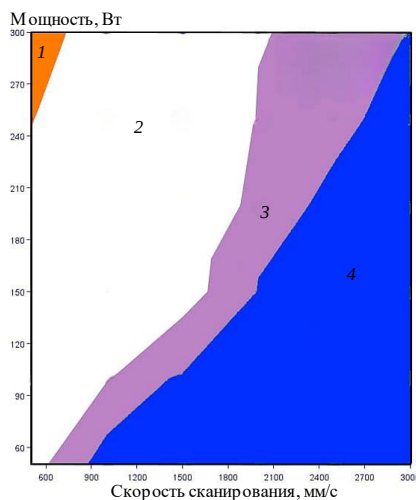


Рис. 1. Карта процесса для толщины слоя 0,03 мм и интервала сканирования 0,08 мм

Область, закрашенная оранжевым цветом (область 1), включает режимы, обеспечивающие повышенные значения пористости с превалированием типа дефектов «поры» (*keyhole*). Дефекты такого типа (закрытые газовые поры) образуются в результате сильного переплавления материала при синтезе, в процессе которого наступает локальное испарение материала, приводящее к захвату газа из атмосферы [28]. Типичный вид такого дефекта приведен на рис. 2, а. Область 1 формируется на базе моделирования единичных треков.

Область белого цвета (область 2) – это зона с минимальным количеством дефектов, т. е. технологическое окно, в котором находятся оптимальные режимы синтеза. При этом следует отметить, что не все режимы в этой области обеспечивают

одинаковую пористость, однако она в большинстве случаев меньше, чем пористость, выявляемая для остальных областей карты процесса.

Области сиреневого и синего цветов (области 3 и 4 соответственно) включают режимы с повышенными значениями пористости, в которых преобладают дефекты типа «несплавления» (*lack of fusion*). Такие дефекты образуются из-за недостатка энерго-вложения, при котором образуются области несплавленных частиц металлопорошковой композиции [29]. Типичный вид такого дефекта приведен на рис. 2, б. Отличие областей заключается в том, что область 3 формируется после моделирования процессов наложения треков друг на друга, ее размер напрямую связан с интервалом сканирования – в ней находятся режимы, для которых конкретный интервал недостаточен и не обеспечивает необходимого перекрытия треков для образования бездефектной структуры. Область 4, как и область 1, формируется на базе моделирования единичных треков.

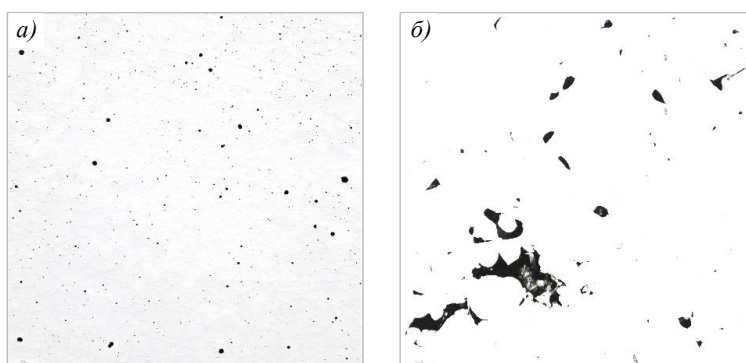


Рис. 2. Дефекты микроструктуры: а – поры; б – несплавления

На рис. 3 представлены карты процесса для толщины слоя 0,03 и 0,04 мм. Вектором на них отмечено сокращение области 2 при увеличении интервала сканирования. Таким образом, чтобы не учитывать этот параметр, необходимо исследовать режимы в максимально сокращенной области 2. Это значительно уменьшит область поиска наиболее эффективных режимов синтеза.

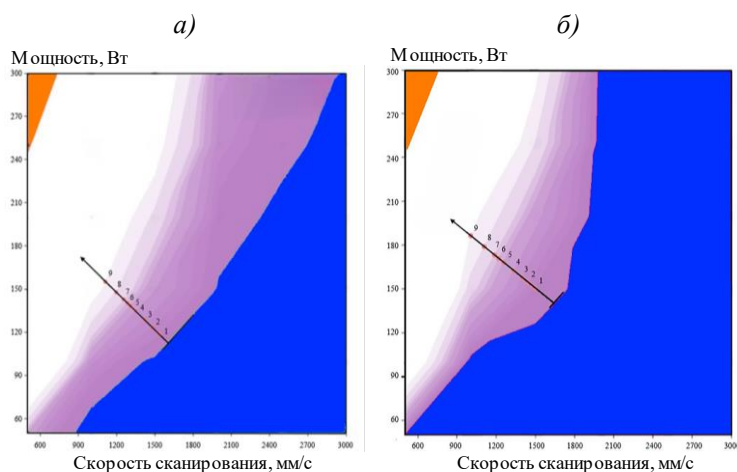


Рис. 3. Карты процесса для толщины слоя 0,03 (а) и 0,04 мм (б)

Следует отметить, что при увеличении толщины слоя порошка с 0,03 до 0,04 мм области 3 и 4 тоже увеличиваются, что объясняется физикой процесса синтеза – для более толстых слоев порошка требуется большее энерго-вложение для получения синтезированного материала с минимальным количеством дефектов, что при одинаковых параметрах сокращает область 2.

При анализе карт процесса можно заметить, что если границы области 2 представить как прямые линии, то для них отношение P/v будет постоянным – это и будет интервал эффективной линейной плотности энергии E_{lin} , аналогично интервалу эффективной объемной плотности энергии, представленному в работе [11]. Тогда минимальное и максимальное значения E_{lin} будут составлять $\sim 0,18$ и $\sim 0,43$ Дж/мм соответственно.

Этот интервал можно уточнить, обратившись к результатам моделирования характерных размеров ванны расплава. Основными параметрами, полученными при моделировании, являются: w – ширина ванны расплава (*width*), d – глубина ванны расплава (*depth*), D_h – глубина на половине межтрекового расстояния (*depth at half of the hatch distance*). Принципиальная схема и визуализация процесса в программном комплексе приведены на рис. 4, результаты моделирования с кривыми аппроксимации – на рис. 5. При аппроксимации зависимостей на рис. 5 выявлено, что увеличение глубины ванны расплава при изменении E_{lin} представляет собой линейную функцию, тогда как возрастание ширины ванны расплава лучше описывает полином четвертого порядка. При более детальном изучении графиков отмечено, что при значении $E_{lin} = 0,10$ – $0,15$ Дж/мм характер кривых изменяется (рис. 6).

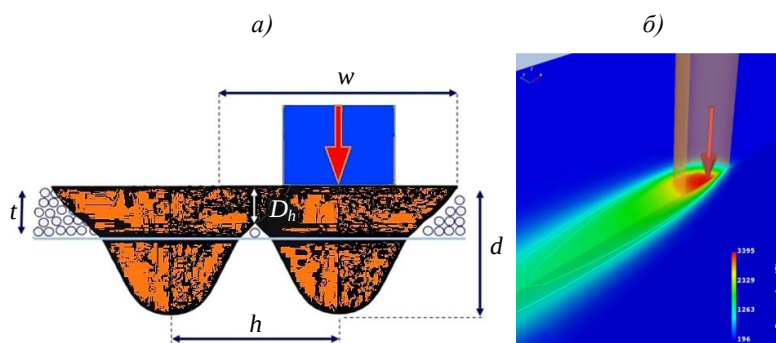


Рис. 4. Принципиальная схема процесса синтеза (а) и его визуализация в программном комплексе (б): w , d – ширина и глубина ванны расплава соответственно; D_h – глубина на половине межтрекового расстояния; h – интервал сканирования; t – толщина слоя порошка

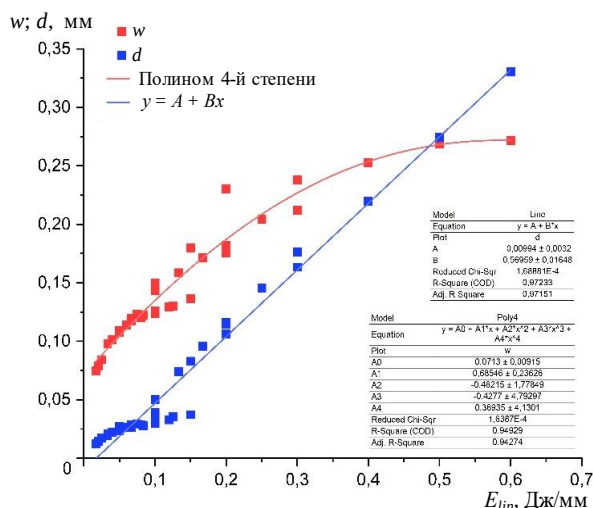


Рис. 5. Зависимости ширины w и глубины d ванны расплава от линейной плотности энергии E_{lin}

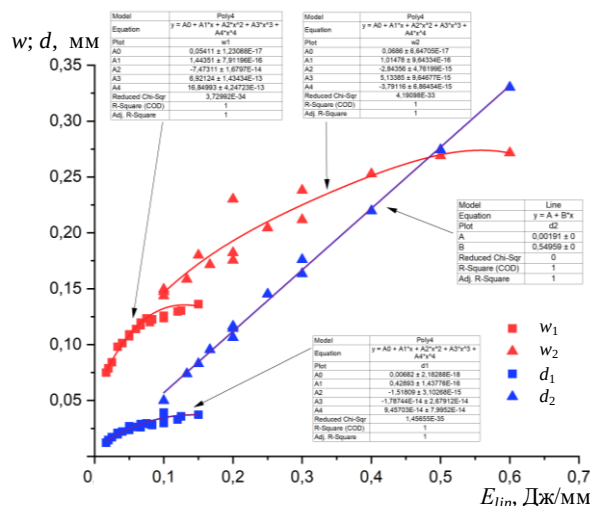


Рис. 6. Зависимости ширины w и глубины d ванны расплава от линейной плотности энергии E_{lin} с учетом изменения монотонности возрастания: w_1 и d_1 соответствуют $E_{lin} < 0,10$ – $0,15$ Дж/мм, w_2 и d_2 – $E_{lin} > 0,10$ – $0,15$ Дж/мм

Исходя из предположения, что глубина ванны расплава должна быть значительно больше толщины слоя, который для никелевых сплавов составляет обычно 0,03–0,04 мм, то нижним пределом для параметра E_{lin} служит значение $\sim 0,17$ Дж/мм, что практически совпадает с минимальным значением линейной плотности энергии, определенным по карте процесса. Для верхнего предела обратимся к ширине ванны расплава, функция изменения которой, если судить по рис. 5 и 6, фактически выходит на плато при $E_{lin} \approx 0,4$ Дж/мм. Это означает, что дальнейшее повышение линейной плотности энергии не приведет к значительному увеличению ширины ванны расплава. Значение выхода на плато практически совпадает с максимальным значением линейной плотности энергии, определенным по карте процесса. Исходя из этого, окончательный интервал эффективной линейной плотности энергии по результатам моделирования может быть определен как 0,17–0,40 Дж/мм.

Визуализация результатов оценки показателей пористости экспериментальных образцов из никелевого сплава системы Ni–Cr–Al–Mo–Nb с низким содержанием γ' -фазы применительно к карте процесса приведена на рис. 7.

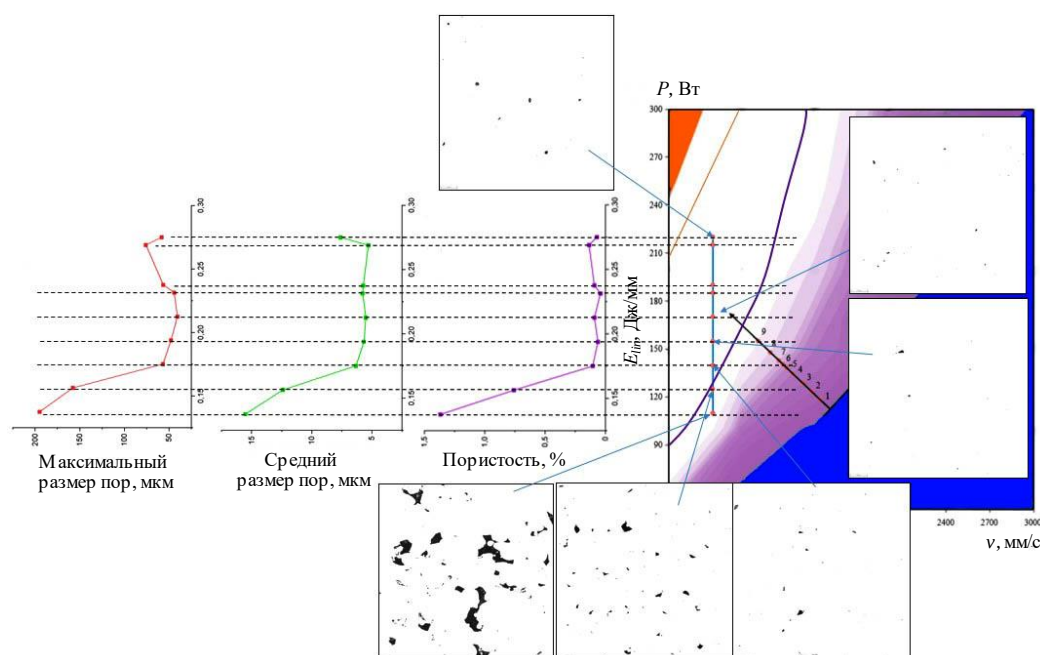


Рис. 7. Визуализация результатов первичной оценки карты процесса (скорость сканирования (v) 800 мм/с; интервал сканирования 0,105 мм; шахматная штриховка): E_{lin} – линейная плотность энергии; P – мощность лазерного луча

По результатам сопоставления полученных практических результатов с картой процесса можно сделать вывод, что границы ее областей не в полной мере отображают реальную картину эксперимента. Значительное ухудшение качества синтезированного материала по всем трем критериям при снижении E_{lin} наблюдается в области 2. Очевидно, что такое ухудшение свидетельствует о нахождении режимов в области 3 (нижняя часть экспериментальных графиков). Отдельные показатели качества синтезированного материала ухудшаются при увеличении E_{lin} , например увеличивается средний размер пор (верхняя часть экспериментальных графиков). Исходя из этой логики, границы областей необходимо скорректировать, предположительно, до сокращения области 2 по оранжевой линии в верхней части карты процесса и по фиолетовой линии в нижней части карты процесса. Условно, это сокращение можно выразить в виде поправочных коэффициентов, если принять коэффициенты линий исходной карты процесса

за 1. Тогда при введении поправочных коэффициентов размер области 2 будет сокращаться. Значения этих коэффициентов составили: 1,15 – для границы между областями 1 и 2; 2,1 – между областями 2 и 3; 1,8 – между областями 3 и 4.

Для проверки адекватности новой карты процесса изготовлены и исследованы образцы из коррозионностойкого сплава системы Ni–Cr–Al с интервалом сканирования 0,105 мм. Результаты оценки показателей пористости образцов в виде визуализации представлены на рис. 8. Для образцов, изготовленных со скоростью сканирования 800 и 1000 мм/с, скорректированные карты процесса полностью отражают структуру материала и коррелируют со значениями пористости, среднего и максимального размера пор.

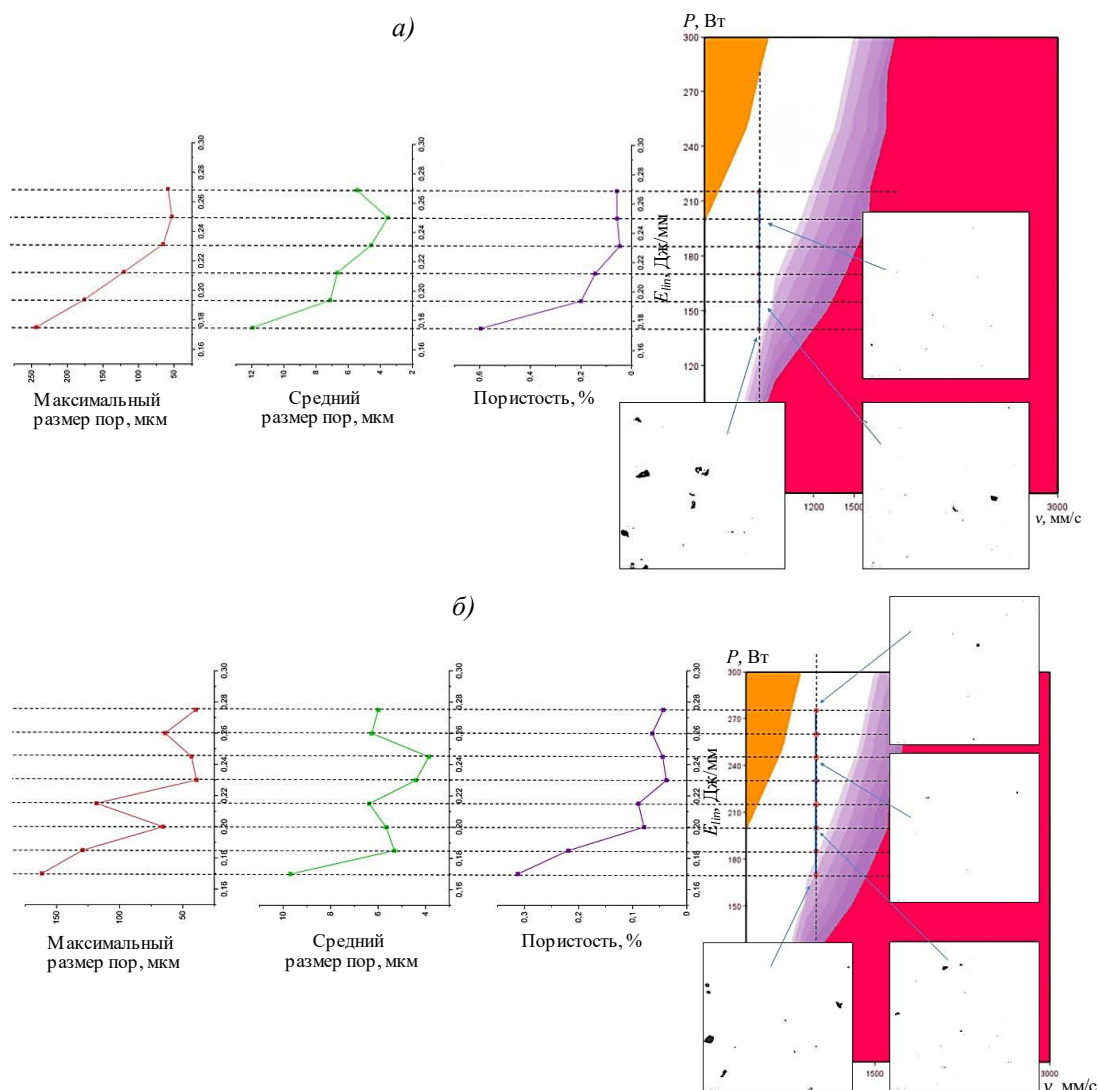


Рис. 8. Визуализация результатов проверки скорректированных областей карты процесса (скорость сканирования (v) 800 (а) и 1000 мм/с (б); интервал сканирования 0,105 мм; шахматная штриховка): E_{lin} – линейная плотность энергии; P – мощность лазерного луча

Дополнительно проанализирована адекватность скорректированной карты процесса на результатах исследования образцов из никелевого сплава системы Ni–Cr–Al–Mo–Nb с низким содержанием γ' -фазы, изготовленных с интервалами сканирования 0,07–0,09 мм, но с другим типом штриховки (полосами). Визуализация полученных результатов представлена на рис. 9.

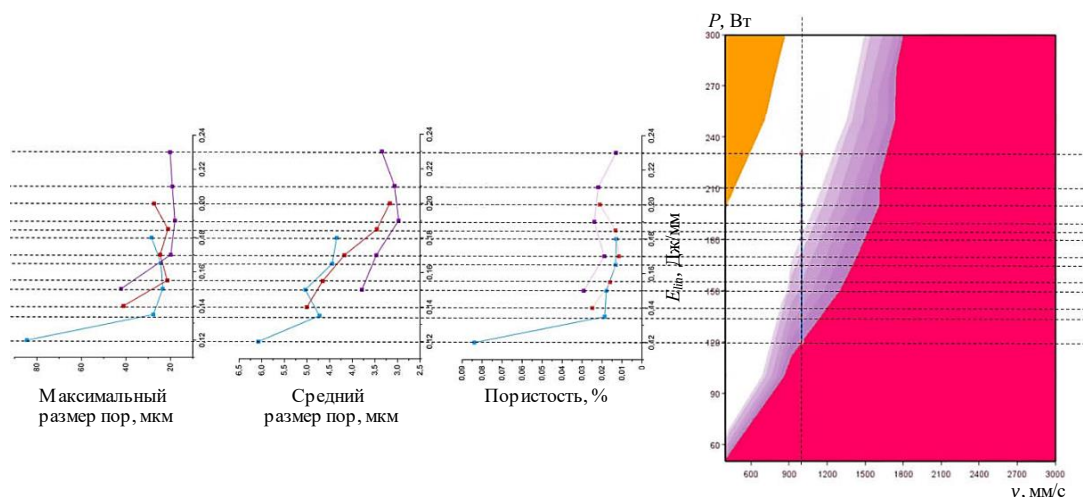


Рис. 9. Визуализация результатов проверки скорректированных областей карты процесса (скорость сканирования (v) 1000 мм/с; интервал сканирования 0,07 (■), 0,08 (■) и 0,09 мм (■); штриховка полосами): E_{lin} – линейная плотность энергии; P – мощность лазерного луча

При анализе результатов установлено, что в диапазоне $E_{lin} = 0,14–0,20$ Дж/мм пористость изменялась по параболическому закону (рис. 10), такая же закономерность наблюдалась на рис. 7 и 8, при этом границы E_{lin} сдвинуты в сторону больших значений мощности. Аналогичный анализ, но для сплава, склонного к трещинообразованию, проведен в работе [17], однако подобные параболические зависимости не выявлены, что, вероятно, связано с наличием в структуре трещин, помимо пор и несплавнений.

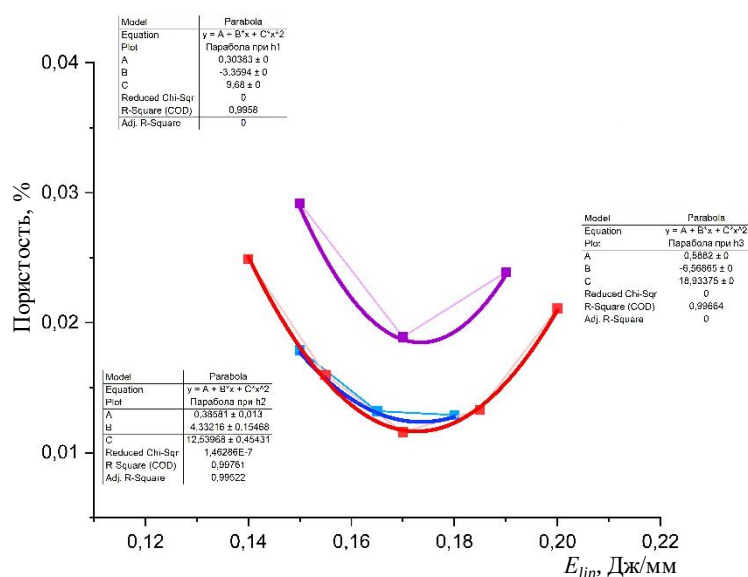


Рис. 10. Параболические зависимости пористости синтезированных образцов от линейной плотности энергии E_{lin} при интервале сканирования 0,07 (■), 0,08 (■) и 0,09 мм (■)

Из данных рис. 9 можно сделать вывод, что скорректированная карта работает и в других интервалах сканирования (отличных от 0,105 мм) и даже для другого типа штриховки.

По результатам оценки пористости для всех рассмотренных режимов при скорости сканирования 800 и 1000 мм/с можно сделать вывод, что минимальные значения данного параметра находятся в интервалах значений линейной плотности энергии

0,23–0,28 и 0,17–0,24 Дж/мм для шахматной штриховки и штриховки полосами соответственно, что является уточнением определенного в данной работе теоретического интервала. В таблице представлены диапазоны значений оцениваемых параметров для двух типов штриховки для уточненных интервалов значений E_{lin} .

Диапазоны значений оцениваемых параметров, полученные в оптимальном интервале линейной плотности энергии, в зависимости от типа штриховки

Штриховка	Размер пор, мкм		Объемная доля пор, %
	средний	максимальный	
Шахматная	3,53–7,61	39,14–75,99	0,04–0,14
Полосами	2,98–4,44	18,02–28,52	0,01–0,02

Если объединить полученные значения, то для никелевых сплавов вне зависимости от типа штриховки интервал линейной плотности энергии 0,23–0,24 Дж/мм является оптимальным. С учетом результатов моделирования оптимальные значения ширины и глубины ванны расплава должны находиться в интервалах 0,20–0,21 и 0,12–0,13 мм соответственно. Это означает, что для слоя толщиной 0,03 мм оптимальным является проплавление от 4,04 до 4,23 толщины слоя, что хорошо соотносится с реальностью (рис. 11).

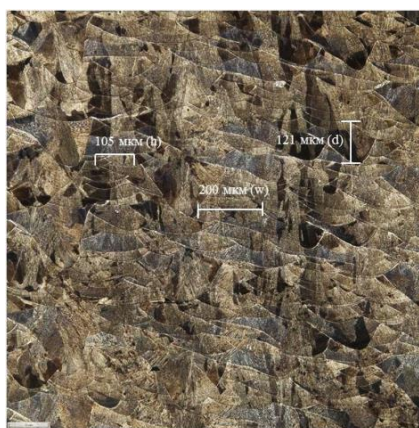


Рис. 11. Типичная микроструктура образца сплава системы Ni–Cr–Al (направление XZ)

Заключения

Разработана карта процесса, которая с учетом эмпирических коэффициентов соответствует реальным процессам получения синтезированного материала никелевых сплавов методом СЛС. Она апробирована на образцах толщиной 0,03 мм из двух различных никелевых сплавов и для двух типов штриховки (полосами и шахматная). Предложен также вариант смоделированной карты процесса для слоя толщиной 0,04 мм, требующий дальнейшей апробации.

На основании проведенных теоретических и экспериментальных работ установлено, что интервал линейной плотности энергии 0,23–0,24 Дж/мм для никелевых сплавов вне зависимости от типа штриховки является оптимальным. Соответствующие ему аналитические данные по ширине и глубине ванн расплава также хорошо согласуются с реальными показателями.

Для рассмотренных никелевых сплавов кривые зависимости пористости, среднего и максимального размера пор от линейной плотности в оптимальном интервале энергии носят параболический характер. Однако подобный характер поведения кривых

не подтверждается для никелевых сплавов, склонных к формированию трещин при синтезе. В дальнейшем необходимо проверить характер поведения подобных кривых для других сплавов, как склонных, так и не склонных к трещинообразованию в процессе синтеза.

Следует отметить, что представленный подход с моделированием можно реализовать для сплавов любой системы, в частности для сталей, алюминиевых, титановых, кобальтовых и др.

Список источников

1. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 117. P. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
3. Zhang D., Sun S., Qiu D. et al. Additive manufacturing of superalloys: A review // *Materials & Design*. 2018. Vol. 158. P. 198–210. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.046.
4. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
5. Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2025. № 7 (149). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.
6. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.11.2025). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
7. 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: 18.11.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
8. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 128. P. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
9. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 36. P. 1–28. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
10. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy // *Vacuum*. 2020. Vol. 177. P. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
11. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали // *Труды ВИАМ*. 2017. № 8 (56). С. 34–44. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
12. Gu H., Gong H., Pal D. et al. Influences of Energy Density on Porosity and Microstructure of Selective Laser Melted 17-4PH Stainless Steel // *Proceeding of Solid Freeform Fabrication Symposium*. Texas, 2013. P. 474–489.
13. Braun J., Kaserer L., Stajkovic J. et al. Molybdenum and Tungsten Manufactured by Selective Laser Melting: Analysis of Defect Structure and Solidification Mechanism // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. 2019. Vol. 84. Art. 104999. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.104999.
14. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization // *Materials Science and Technology*. 2015. Vol. 31. No. 8. P. 917–923. DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000702.

15. Килина П.Н., Морозов Е.А., Ханов А.М., Сиротенко Л.Д. Исследование режимов селективного лазерного плавления металлических порошков // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. URL: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=16035> (дата обращения: 23.01.2026).
16. Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Дынин Н.В., Бенариев И., Савичев И.Д. Разработка параметров селективного лазерного сплавления, структура и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Ce–Cu // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). С. 50–68. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68.
17. Сухов Д.И., Асланян Г.Г., Рогалев А.М., Куркин С.Э. Альтернативный подход к оценке режимов селективного лазерного сплавления для никелевых сплавов, склонных к трещинообразованию // Технология металлов. 2024. № 3. С. 9–18. DOI: 10.31044/1684-2499-2024-0-3-9-18.
18. Thomas M., Baxter G., Todd I. Normalized model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys // Acta Materialia. 2016. Vol. 108. P. 26–35. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.025.
19. Leis A., Weber R., Graf T. Process Window for Highly Efficient Laser-Based Powder Bed Fusion of AlSi10Mg with Reduced Pore Formation // Materials. 2021. Vol. 14 (18). P. 5255. DOI: 10.3390/ma14185255.
20. Narra S.P., Rollett A.D., Ngo A. et al. Process qualification of laser powder bed fusion based on processing-defect structure-fatigue properties in Ti–6Al–4V // Journal of Materials Processing Technology. 2023. Vol. 311. Art. 117775. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117775.
21. Chen Y., Böhm J., Wahlmann B. et al. Rapid processing window development of Mo–Si–B alloy for electron beam powder bed fusion // Progress in Additive Manufacturing. 2025. Vol. 10. P. 8311–8320. DOI: 10.1007/s40964-025-01119-z.
22. Park J.M., Jung J., Lee S. et al. Data-driven Approach to Explore the Contribution of Process Parameters for Laser Powder Bed Fusion of a Ti–6Al–4V Alloy // Journal of Powder Materials. 2024. Vol. 31 (2). P. 137–145. DOI: 10.4150/jpm.2024.00038.
23. Trask M.E., Bishop D.P. Investigating the process parameter window for laser powder bed fusion of copper chrome zirconium // Canadian Metallurgical Quarterly. 2025. Vol. 64 (4). P. 2589–2610. DOI: 10.1080/00084433.2024.2396639.
24. Jeronen J., Tuovinen T., Kurki M. One-Dimensional Thermomechanical Model for Additive Manufacturing Using Laser-Based Powder Bed Fusion // Computation. 2022. Vol. 10 (6). Art. 83. DOI: 10.3390/computation10060083.
25. Psihoyos H.O., Lampeas G.N. Efficient thermomechanical modelling of Laser Powder Bed Fusion additive manufacturing process with emphasis on parts residual stress fields // AIMS Materials Science. 2022. Vol. 9 (3). P. 455–480. DOI: 10.3934/matricsci.2022027.
26. Wang S., Shen Y. A new model framework of laser powder bed fusion by integrating a powder-scale model with a thermodynamic database // Chemical Engineering Science. 2025. Vol. 302. Part A. Art. 120788. DOI: 10.1016/j.ces.2024.120788.
27. Hu Z., Nagarajan B., Song X. et al. Formation of SS316L Single Tracks in Micro Selective Laser Melting: Surface, Geometry, and Defects // Advances in Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 2019. P. 1–9. DOI: 10.1155/2019/9451406.
28. Bustillos J., Kim J., Moridi A. Exploiting lack of fusion defects for microstructural engineering in additive manufacturing // Additive Manufacturing. 2021. Vol. 48. Part A. Art. 102399. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102399.
29. Wang L., Zhang Y., Chia H.Y., Yan W. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing // NPJ Computational Materials. 2022. Vol. 8. Art. 22. DOI: 10.1038/s41524-022-00699-6.

References

1. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.

3. Zhang D., Sun S., Qiu D. et al. Additive manufacturing of superalloys: A review. *Materials & Design*, 2018, vol. 158, pp. 198–210. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.04.046.
4. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
5. Nerush S.V., Chubov D.G., Kaplanskiy Yu.Yu., Suhov D.I. Investigation of experimental nickel-based heat-resistant alloy obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 17, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.
6. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no.8 (102), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 18, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
7. 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: November 18, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
8. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 128, pp. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
9. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 36, pp. 1–28. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
10. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy. *Vacuum*, 2020, vol. 177, p. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
11. Sukhov D.I., Mazalov P.B., Nerush S.V., Khodirev N.A. The influence of SLS parameters on pores formation in stainless steel material. *Trudy VIAM*, 2017, no. 8 (56), pp. 34–44. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 19, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
12. Gu H., Gong H., Pal D. et al. Influences of Energy Density on Porosity and Microstructure of Selective Laser Melted 17-4PH Stainless Steel. *Proceeding of Solid Freeform Fabrication Symposium*. Texas, 2013, pp. 474–489.
13. Braun J., Kaserer L., Stajkovic J. et al. Molybdenum and Tungsten Manufactured by Selective Laser Melting: Analysis of Defect Structure and Solidification Mechanism. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2019, vol. 84, art. 104999. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2019.104999.
14. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31, no. 8, pp. 917–923. DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000702.
15. Kilina P.N., Morozov E.A., Khanov A.M., Sirotenko L.D. Study of modes of selective laser melting of metal powders. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 6. Available at: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=16035> (accessed: January 23, 2026).
16. Nerush S.V., Kaplanskii Yu.Yu., Dynin N.V., Benarieb I., Savichev I.D. Development of laser powder bed fusion parameters, structure and mechanical properties of a high-strength aluminum alloy Al–Ce–Cu. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), pp. 50–68. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-50-68.
17. Sukhov D.I., Aslanyan G.G., Rogalev A.M., Kurkin S.E. Alternative approach to assessing selective laser melting modes for nickel alloys prone to cracking. *Tekhnologiya metallov*, 2024, no. 3, pp. 9–18. DOI: 10.31044/1684-2499-2024-0-3-9-18.
18. Thomas M., Baxter G., Todd I. Normalized model-based processing diagrams for additive layer manufacture of engineering alloys. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108, pp. 26–35. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.025.
19. Leis A., Weber R., Graf T. Process Window for Highly Efficient Laser-Based Powder Bed Fusion of AlSi10Mg with Reduced Pore Formation. *Materials*, 2021, vol. 14 (18), p. 5255. DOI: 10.3390/ma14185255.

20. Narra S.P., Rollett A.D., Ngo A. et al. Process qualification of laser powder bed fusion based on processing-defect structure-fatigue properties in Ti–6Al–4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, vol. 311, art. 117775. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117775.
21. Chen Y., Böhm J., Wahlmann B. et al. Rapid processing window development of Mo–Si–B alloy for electron beam powder bed fusion. *Progress in Additive Manufacturing*, 2025, vol. 10, pp. 8311–8320. DOI: 10.1007/s40964-025-01119-z.
22. Park J.M., Jung J., Lee S. et al. Data-driven Approach to Explore the Contribution of Process Parameters for Laser Powder Bed Fusion of a Ti–6Al–4V Alloy. *Journal of Powder Materials*, 2024, vol. 31 (2), pp. 137–145. DOI: 10.4150/jpm.2024.00038.
23. Trask M.E., Bishop D.P. Investigating the process parameter window for laser powder bed fusion of copper chrome zirconium. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2025, vol. 64 (4), pp. 2589–2610. DOI: 10.1080/00084433.2024.2396639.
24. Jeronen J., Tuovinen T., Kurki M. One-Dimensional Thermomechanical Model for Additive Manufacturing Using Laser-Based Powder Bed Fusion. *Computation*, 2022, vol. 10 (6), art. 83. DOI: 10.3390/computation10060083.
25. Psihoyos H.O., Lampeas G.N. Efficient thermomechanical modelling of Laser Powder Bed Fusion additive manufacturing process with emphasis on parts residual stress fields. *AIMS Materials Science*, 2022, vol. 9 (3), pp. 455–480. DOI: 10.3934/matricsci.2022027.
26. Wang S., Shen Y. A new model framework of laser powder bed fusion by integrating a powder-scale model with a thermodynamic database. *Chemical Engineering Science*, 2025, vol. 302, part A, art. 120788. DOI: 10.1016/j.ces.2024.120788.
27. Hu Z., Nagarajan B., Song X. et al. Formation of SS316L Single Tracks in Micro Selective Laser Melting: Surface, Geometry, and Defects. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 2019, pp. 1–9. DOI: 10.1155/2019/9451406.
28. Bustillos J., Kim J., Moridi A. Exploiting lack of fusion defects for microstructural engineering in additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 48, part A, art. 102399. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102399.
29. Wang L., Zhang Y., Chia H.Y., Yan W. Mechanism of keyhole pore formation in metal additive manufacturing. *NPJ Computational Materials*, 2022, vol. 8, art. 22. DOI: 10.1038/s41524-022-00699-6.

Информация об авторах

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

Гоголева Виктория Дмитриевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

Viktoriya D. Gogoleva, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 02.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.04.2026.
The article was submitted 02.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 24.04.2026.

Научная статья

УДК 669.018.44:669.24

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-17-29

ВЛИЯНИЕ Re И Ru НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Часть 1

Д.В. Зайцев¹, Н.В. Петрушин¹, Э.Г. Римша¹, Е.А. Лукина¹

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

Аннотация. Исследованы образцы ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки. Показано, что межфазные дислокации наблюдаются в осях дендритов. В структуре сплава ВИН4М границы крупных частиц γ' -фазы декорированы скоплениями дислокаций, образующих регулярные сетки. Мисфит в сплаве ВИН4М составляет 0,60 % для крупных образований γ' -фазы в межосных пространствах и 0,63 % для частиц γ' -фазы в осях дендритов. Наименьшее значение мисфита (0,46 %) получено для сплава ВЖМ8, наибольшее (0,97 %) – для сплава ВЖМ10. Дефекты упаковки в сплавах образуются в γ -прослойках между дислокациями несоответствия периодов решеток на противоположных границах соседних частиц.

Ключевые слова: монокристаллы, γ/γ' -мисфит, ползучесть, деформационные дефекты кристаллической структуры, жаропрочные никелевые сплавы, рений, рутений

Для цитирования: Зайцев Д.В., Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Лукина Е.А. Влияние Re и Ru на формирование микроструктуры и фазового состава монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при термической обработке и высокотемпературной ползучести. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 17–29. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-17-29.

Scientific article

Re AND Ru INFLUENCE ON THE MICROSTRUCTURE FORMATION AND PHASE COMPOSITION OF SINGLE-CRYSTAL NICKEL-BASED SUPERALLOYS DURING HEAT TREATMENT AND HIGH-TEMPERATURE CREEP

Part 1

D.V. Zaitsev¹, N.V. Petrushin¹, E.G. Rimsha¹, E.A. Lukina¹

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

Abstract. Samples of rhenium-containing alloy VIN4M and rhenium-ruthenium-containing alloys VZhM8 and VZhM10 after complete heat-treatment were studied. It was shown that interphase dislocations are observed in the axes of dendrites. In the structure of the VIN4M alloy, the boundaries of large γ' -phase particles are decorated with dislocation clusters forming regular networks. The misfit in the VIN4M alloy is 0,60 % for large formations of the γ' -phase in the interaxial spaces and 0,63 % for γ' -phase particles in the axes of dendrites. The lowest misfit value of 0,46 % was obtained for the VZhM8 alloy, the highest 0,97 % – for the VZhM10 alloy.

Stacking faults in the alloys are formed in γ -interlayers between lattice mismatch dislocations at the opposite boundaries of adjacent particles.

Keywords: single crystals, γ/γ' -misfit, creep, deformation defects of the crystal structure, nickel-based superalloys, rhenium, ruthenium

For citation: Zaitsev D.V., Petrushin N.V., Rimsha E.G., Lukina E.A. Re and Ru influence on the microstructure formation and phase composition of single-crystal nickel-based superalloys during heat treatment and high-temperature creep. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 17–29. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-17-29.

Введение

Создание нового поколения авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) для перспективных образцов авиационной техники требует разработки принципиально новых материалов, превосходящих серийные по характеристикам жаропрочности и обладающих расширенным температурным интервалом применения, а также серийных технологий их производства. Наиболее ответственными деталями ГТД являются диски и рабочие лопатки турбин высокого давления. Сплавы, применяемые для их изготовления, лимитируют максимальную температуру газа на входе в турбину и, следовательно, определяют удельную мощность, экономичность и ресурс двигателя.

Рабочие лопатки современных ГТД изготавливают методом монокристаллического литья из сложнолегированных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) [1–5]. В последнее время в области сплавов для лопаток высокотемпературных ГТД наиболее значительные достижения связаны с разработкой монокристаллических ЖНС IV–VI поколений, легированных рением и рутением [6–13]. Характерные представители сплавов этого класса – зарубежные монокристаллические сплавы EPM-102 (MX-4, PWA-1497 (компании NASA, GE, Pratt & Whitney (США)), TMS-138, TMS-196, TMS-238 (компании NIMS, IHI (Япония)) и российские сплавы ВЖМ4, ВЖМ6, ВЖМ8 и ВЖМ10 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ) (табл. 1), которые среди ЖНС имеют наибольшую длительную прочность и температурную работоспособность (рис. 1) [14, 15].

Таблица 1

Номинальная концентрация основных легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах с монокристаллической структурой [6–13]

Сплав (фирма)	Содержание элементов, % (по массе)										
	Cr	Ti	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ru	Ir
IV поколение											
ВЖМ4 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	2,7	–	4,0	4,0	4,5	6,0	6,0	–	6,0	4,0	–
MC-NG (ONERA)	4,0	0,5	1,0	5,0	5,0	6,0	–	0,1	4,0	4,0	–
TMS-138 (NIMS)	3,2	–	2,8	5,9	5,6	5,7	5,8	0,1	5,0	2,0	–
EPM-102 (MX-4, PWA-1497) (NASA, GE, Pratt & Whitney)	2,0	–	2,0	6,0	8,25	5,55	16,5	0,15	5,95	3,0	–
V поколение											
ВЖМ6 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	3,5	–	3,4	4,0	5,3	5,7	5,5	–	6,2	5,0	–
ВЖМ8 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	3,0	–	3,5	4,2	6,0	5,7	5,5	–	6,3	6,0	–
TMS-196 (NIMS)	4,6	–	2,4	5,0	5,6	5,6	4,6	0,1	6,4	5,0	–
TMS-238 (NIMS)	4,6	–	1,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	5,0	–
VI поколение											
TMS-238 + 1Mo + 3Ir (NIMS)	4,6	–	2,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	5,0	3,0
ВЖМ10 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	+	+	+	+	+	+	+	–	Re + Ru > 12		–

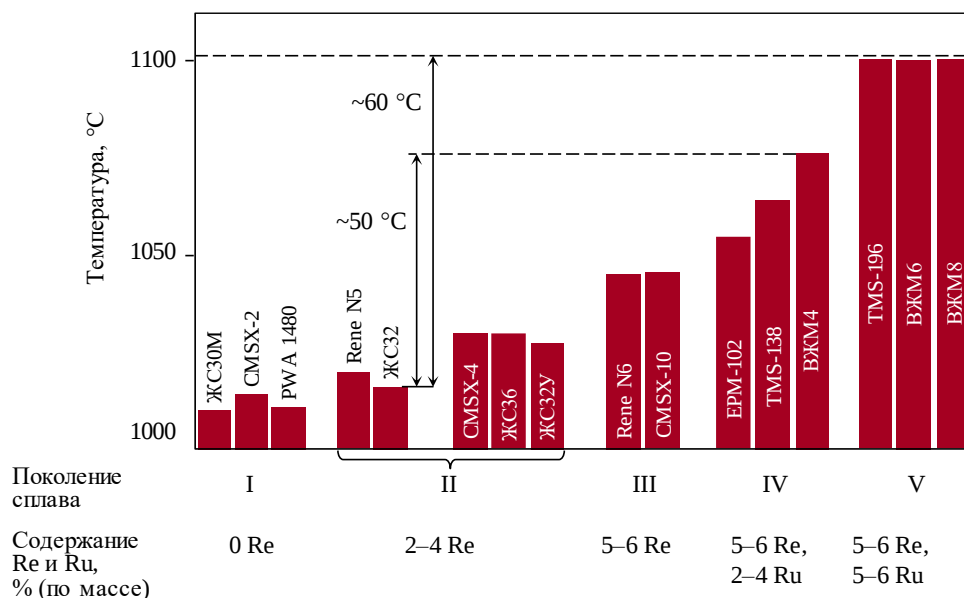


Рис. 1. Температурная работоспособность ($\sigma = 137$ МПа, $\tau = 1000$ ч) монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов I–V поколений

Фундаментальное значение имели результаты исследований по влиянию рения и рутения на физико-химические, структурно-фазовые и жаропрочные характеристики монокристаллов ЖНС [15, 16]. Рений обладает повышенной растворимостью в никелевом γ -твердом растворе, легирование рением приводит к увеличению температуры солидус ЖНС и периода кристаллической решетки, замедлению диффузии атомов легирующих элементов и оказывает положительное влияние на длительную прочность [17, 18]. Методом атомно-зондовой томографии показано, что рений в основном сосредотачивается в матричной γ -фазе и в меньшей мере – в частицах γ' -фазы, в процессе ползучести рений диффундирует в ядра дислокаций, образуя комплексы «дислокация–атомы рения» в виде атмосфер Коттрелла [19]. Вследствие низкой диффузионной подвижности Re и образования обогащенных им атмосфер Коттрелла сопротивление ползучести и высокотемпературная долговечность монокристаллов ЖНС существенно увеличиваются. Однако легирование рением приводит к образованию топологически плотноупакованных фаз при высоких температурах и длительных ресурсах испытаний. В ренийсодержащих сплавах такие фазы отличаются химическим составом, морфологией, типом кристаллической решетки и объемной долей [20, 21]. Для стабилизации фазового состава ренийсодержащие ЖНС легированы рутением, который замедляет скорость выделения вредных топологически плотноупакованных фаз и снижает их равновесную объемную долю [22]. Дальнейшее развитие монокристаллических рений-рутенийсодержащих ЖНС связывают с легированием их иридием [23].

Интерметаллидные сплавы на основе никеля являются еще одним подклассом ЖНС. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны интерметаллидные сплавы марок ВКНА и ВИН, особенностью которых является высокое содержание (до 95 %) γ' -фазы. Благодаря фазовому составу рабочие температуры интерметаллидных сплавов достигают 1200–1250 °С, за счет чего сплавы серии ВКНА (ВКНА-1В, ВКНА-25) имеют преимущество перед серийными ЖНС типа ЖС6У и ВЖЛ12У [24].

Развитие интерметаллидных сплавов происходит аналогично с ЖНС: повышение прочностных характеристик за счет совершенствования макроструктуры и перехода

от поликристаллической к направленно закристаллизованной и монокристаллической структурам, увеличение содержания тугоплавких легирующих элементов, легирование редкоземельными элементами, исследование и анализ тонкой структуры сплавов – структурно-фазовых параметров.

Тугоплавкие элементы, такие как Ta, W, Re, Mo, Ru, упрочняющие γ -твердый раствор, имеют больший атомный радиус, чем никель, и в наибольшей степени влияют на период кристаллической решетки γ -твердого раствора. Интерметаллидный никелевый сплав ВКНА-25 (ВИН1) был первым из сплавов серии ВИН (система легирования Ni–Al–Cr–Co–W–Mo), в состав которого вошел Re. Данный сплав рекомендован для литья турбинных лопаток с монокристаллической структурой (кристаллографическая ориентация (КГО) $\langle 111 \rangle$). Легирование Re положительно повлияло на жаропрочность материала при температурах 1000–1200 °С. При температуре 1100 °С сплав ВКНА-25, содержащий 1,5 % (по массе) Re, имеет практически такую же длительную прочность на базе 100 ч ($\sigma_{100}^{1100^\circ} = 110$ МПа), как и сплав ЖС32 с 4,0 % (по массе) Re ($\sigma_{100}^{1100^\circ} = 120$ МПа), при общем суммарном содержании тугоплавких элементов в 2 раза меньше [25].

Увеличение количества рения до 2,5 % (по массе) в сплаве ВИН1 позволило повысить долговечность при температуре 1100 °С и нагрузке 110 МПа до 500 ч ($\sigma_{500}^{1100^\circ} = 100$ МПа), в сплаве ВИН2 – до 1000 ч ($\sigma_{1000}^{1100^\circ} = 100$ МПа).

Известно, что структурно-фазовые параметры (период решетки γ -фазы и γ/γ' -мисфит) коррелируют с долговечностью ЖНС и интерметаллидных никелевых сплавов. С повышением общего содержания тугоплавких легирующих элементов (Ta, W, Re, Mo) с 6,5–7,0 до 10,0 % (по массе) в интерметаллидных сплавах мисфит γ/γ' (при 20 °С) возрастает с 0,15 до 0,60 %. При этом в температурном диапазоне 1100–1200 °С показатели жаропрочности сплавов повышаются [26].

Усложнение системы легирования сплавов приводит к ликвационной неоднородности структуры, в первую очередь по рению, вольфраму и алюминию, а также к выделению метастабильной β -фазы на основе легированного соединения NiAl. Гомогенизирующий отжиг таких сплавов, как ВИН1 и ВИН2, позволяет перераспределить легирующие элементы, устранить β -фазу. При этом повышается значение мисфита γ'/γ (с 0,55 до 0,90 % для ВИН2), что оказывает благоприятное влияние на долговечность материала при испытаниях на длительную прочность при температуре 1100 °С.

При определенных технологических параметрах термической обработки в структуре монокристаллических заготовок из сплава ВИН4 (система легирования Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Ta–Re) возможно образование частиц новой фазы, содержащей тугоплавкие легирующие элементы. С использованием рентгеноструктурного анализа выделившиеся частицы идентифицированы как орторомбическая фаза типа Р, структурный тип $\text{Cr}_9\text{Mo}_{21}\text{Ni}_{20}$. По данным научно-технической литературы, Р-фаза служит источником преждевременного зарождения и распространения трещин в никелевых сплавах. Однако в сплаве ВИН4 отрицательного влияния этой фазы не установлено, по-видимому, ввиду незначительного (1,5 % (по массе)) содержания рения [27, 28].

Таким образом, ЖНС для изготовления лопаток для обеспечения необходимого ресурса ГТД должны обладать повышенной конструкционной прочностью во всем интервале рабочих температур. Понимание процессов формирования микроструктуры при ползучести, а также механизмов пластической деформации сплавов в зависимости от температуры и прикладываемого напряжения [1, 29] позволит определить оптимальный химический состав сплава и технологические параметры изготовления изделий.

Цель работы – исследование формирования структур монокристаллических никелевых сплавов ВЖМ8, ВЖМ10 и ВИН4М при высокотемпературной ползучести.

В первой части данной работы проведены исследования исходных структур (после полной термической обработки (ПТО)) монокристаллов с КГО <001> интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 с применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения.

Материалы и методы

Исследованы образцы монокристаллов с КГО <001> интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М (система Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Ta–Re) и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 (система Ni–Al–Cr–Co–Mo–W–Ta–Re–Ru).

Из шихтовых заготовок сплавов методом направленной кристаллизации произведена отливка партий монокристаллических образцов с аксиальной КГО <001> диаметром 15 мм и длиной 185 мм. Результаты определения КГО методами, описанными в работах [30, 31], показали, что 70 % полученных отливок имеют монокристаллическую структуру с отклонением КГО от направления <001> менее 10 градусов. Проведена термическая обработка, совмещенная с горячим изостатическим прессованием, полученных монокристаллических отливок.

Методом растровой электронной микроскопии исследована микроструктура образцов из сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после литья и ПТО. Шлифы образцов из сплавов с исходной структурой (до испытаний на высокотемпературную ползучесть) приготовлены в кристаллографической плоскости {100}, поперечной направлению роста кристаллов. Такое сечение наиболее информативно для исследования структуры образцов из сплавов с КГО <100> в исходном состоянии, где оси дендритов ориентированы в соответствующих кристаллографических направлениях, а границы частиц основной упрочняющей γ' -фазы расположены в кристаллографических плоскостях {100}.

Определен мисфит γ/γ' -фаз монокристаллов интерметаллидного сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 с применением методов рентгеноструктурного анализа.

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследованы межфазные дислокации на границах раздела γ/γ' -фаз в дендритах и междендритных пространствах монокристаллов сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10, а также на границах раздела эвтектики ($\gamma + \gamma'$) и матрицы γ/γ' в структуре сплава ВИН4М.

Результаты

Исследование структур монокристаллов интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки

Растровая электронная микроскопия

Результаты исследования монокристаллов ЖНС методом растровой электронной микроскопии приведены на рис. 2 и 3. Структура монокристаллов сплава ВИН4М после ПТО представляет собой классическую дендритную структуру. В дендритах образуется гетерофазная структура γ/γ' . Частицы первичной γ'_I -фазы имеют сложную форму, границы преимущественно расположены в плоскостях {100}. Наименьшие расстояния между параллельными границами таких частиц составляют $\sim(2-3)$ мкм. В свободных пространствах между частицами первичной γ'_I -фазы выделяется вторичная γ'_{II} -фаза с частицами более равноосной, кубической формы. Размер частиц γ'_{II} -фазы варьируется от 100 нм до 1 мкм. В межосных пространствах выделяются крупные частицы γ'_{III} -фазы эвтектического происхождения, размер наименьшего поперечного сечения которых составляет ~ 50 мкм, а продольные размеры сопоставимы с размерами ветвей дендритов (>100 мкм). Области вблизи границ таких частиц заполняет вторичная γ'_{II} -фаза, средний размер частиц которой составляет ~ 1 мкм.

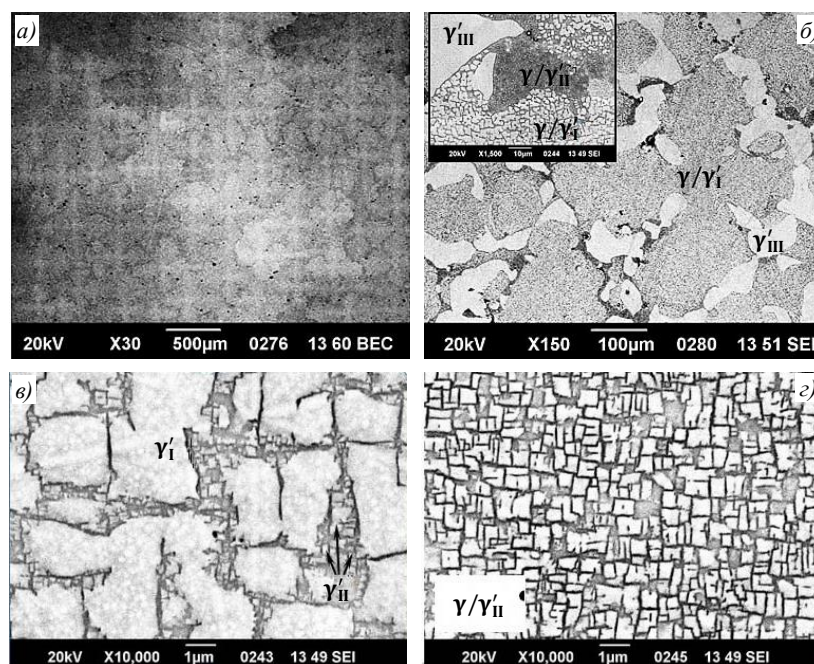


Рис. 2. Структура интерметаллидного сплава ВИН4М после полной термической обработки: а – дендритная структура с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$; б – структура дендритов; в – структура γ/γ'_I в осях дендритов; г – структура γ/γ'_{II} в межосных пространствах, на границах крупных выделений γ'_{III} -фазы

Монокристаллы сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО имеют однородную структуру частиц γ' -фазы, близких к идеальной кубической форме в осях дендритов, и менее строгие межфазные границы в межосных пространствах. Основное отличие между структурами сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО заключается в размерах частиц γ' -фазы: 300–500 и 200–300 нм соответственно (рис. 3, б, в).

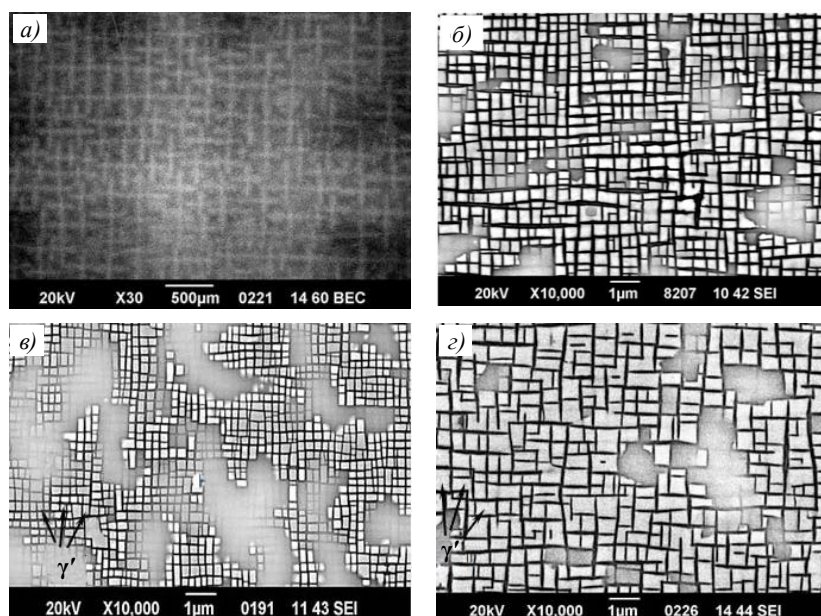


Рис. 3. Структуры монокристаллических образцов из сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки: а – дендритная структура с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$; б – структура γ/γ' в осях дендритов сплава ВЖМ8; в – структура γ/γ' в осях дендритов сплава ВЖМ10; г – структура γ/γ' в межосных пространствах сплава ВЖМ8

Рентгеноструктурный анализ

На всех рентгенограммах монокристаллов в исходном состоянии отчетливо разделяются пики γ - и γ' -фаз (рис. 4). Пик γ -фазы расположен на меньших углах, что соответствует большим межплоскостным расстояниям, имеет относительно небольшую интенсивность и большее размытие по сравнению с пиком γ' -фазы. Относительно низкая интенсивность пика γ -фазы связана с ее меньшим количеством и уширением пика (при сравнении интегральных интенсивностей пиков γ - и γ' -фаз разница проявляется в меньшей степени).

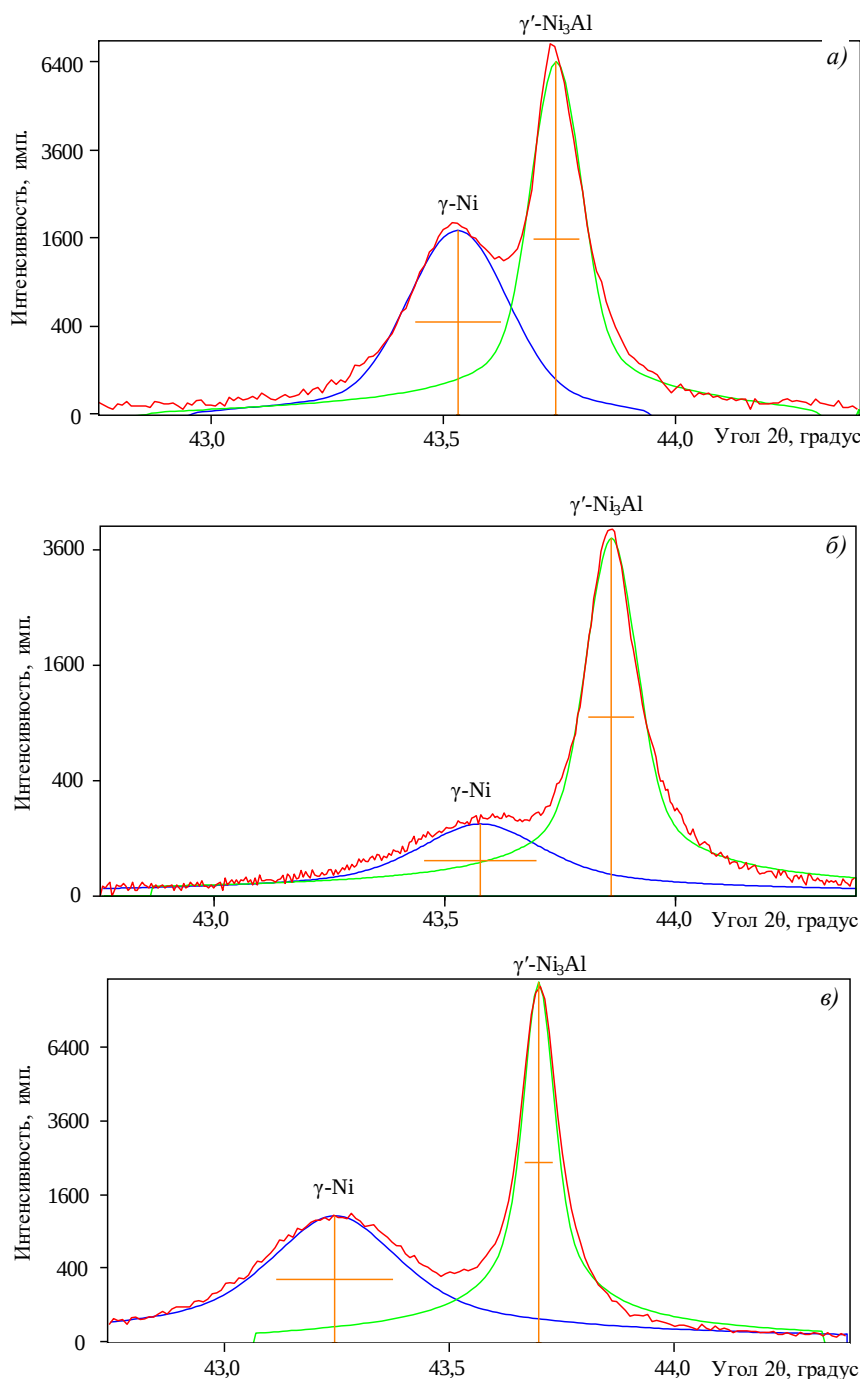


Рис. 4. Рентгенограммы дифракционных максимумов, соответствующих межплоскостным расстояниям $\{111\}$ кристаллической решетки образцов монокристаллов сплавов ВИН4М (а), ВЖМ8 (б) и ВЖМ10 (в)

Уширение рентгеновского пика γ -фазы может быть связано с форм-фактором (тонкие прослойки γ -фазы между частицами кубической γ' -фазы, такой эффект наиболее заметен в направлениях $\langle 001 \rangle$), разбросом значений межплоскостных расстояний кристаллической решетки γ -фазы в результате ликвационной неоднородности и упругими искажениями решетки, возникающими на дефектах кристаллической решетки в результате мисфита γ/γ' -фаз. Видно, что для сплава ВЖМ8 уширение пика γ -фазы минимально по сравнению со сплавами ВИН4М и ВЖМ10.

Для сплава ВИН4М дифракционный максимум, соответствующий γ' -фазе, аппроксимируется моделью, состоящей из двух пиков, что соответствует двум модификациям γ' -фазы, отличающихся по химическому составу и размерам частиц (уширение пика также может быть связано с рассеянием рентгеновского излучения на частицах малого размера, сопоставимого с длиной волны излучения).

Параметры кристаллических решеток и мисфита γ - и γ' -фаз для сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО представлены в табл. 2.

Таблица 2

Параметры кристаллических решеток монокристаллических образцов из сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки

Сплав	Параметр решетки, пкм		Мисфит*, %
	γ -фазы	γ' -фазы	
ВИН4М	359,39	357,24	0,60
		357,14	0,63
ВЖМ8	359,89	358,15	0,46
ВЖМ10	362,01	358,49	0,97

* Расчет мисфита проведен по формуле $\Delta a = \frac{(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{a_{\gamma}}$, где a_{γ} и $a_{\gamma'}$ – параметры кристаллических решеток γ -твердого раствора и γ' -фазы соответственно.

Просвечивающая электронная микроскопия

Структура сплава ВИН4М после ПТО (рис. 5) представлена в основном γ' -фазой кубической формы, размер которой варьируется от 100 до 300 нм. Наблюдаются также области первичной γ_1' -фазы. В объеме крупных частиц первичной γ_1' -фазы видны отдельные дислокации. На межфазных границах кубоидов также присутствуют отдельные дислокации, а границы крупных частиц γ_1' -фазы декорированы скоплениями дислокаций, местами образующими регулярные сетки (рис. 5, б).

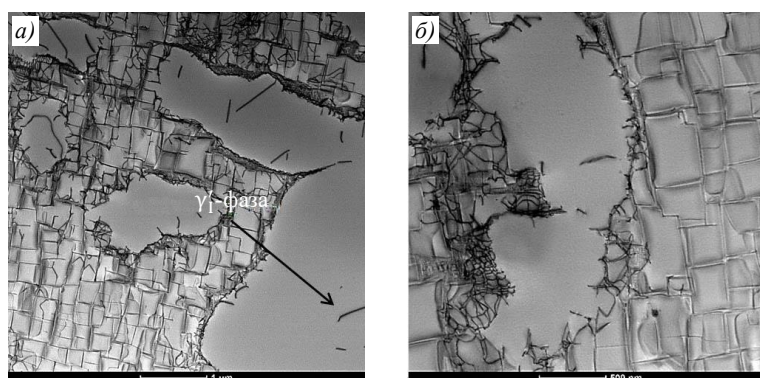


Рис. 5. Структура сплава ВИН4М после полной термической обработки: а – область с двумя модификациями γ' -фазы; б – дислокационная сетка на межфазной границе первичной γ' -фазы

Структуры сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО (рис. 6) представлены γ' -фазой преимущественно кубоидной формы размером 200–500 и 100–500 нм соответственно (рис. 6, в). Для сплава ВЖМ10 распределение по размерам γ' -фазы равномернее.

В прослойках γ -фазы наблюдаются единичные межфазные дислокации. В структурах сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 в прослойках γ -фазы также наблюдаются дефекты упаковки (ДУ), которые присутствуют в участках структур, соответствующих осям дендритов. Они могут образовываться между двумя межфазными дислокациями на противоположных границах соседних кубоидов γ' -фазы. В этом случае межфазные дислокации выступают в качестве частичных дислокаций Шокли, и такая конструкция компенсирует часть межфазных напряжений, вызванных мисфитом γ/γ' -фаз. В результате упругих искажений решетки вблизи поверхностей ДУ происходит дальнейший рост частиц γ' -фазы вдоль одной из поверхностей ДУ, где межплоскостные расстояния имеют меньшее значение и больше соответствуют периодам γ' -фазы. Следует отметить, что участки прослоек γ -фазы, содержащие ДУ, в сплаве ВЖМ8 обширнее, чем в сплаве ВЖМ10.

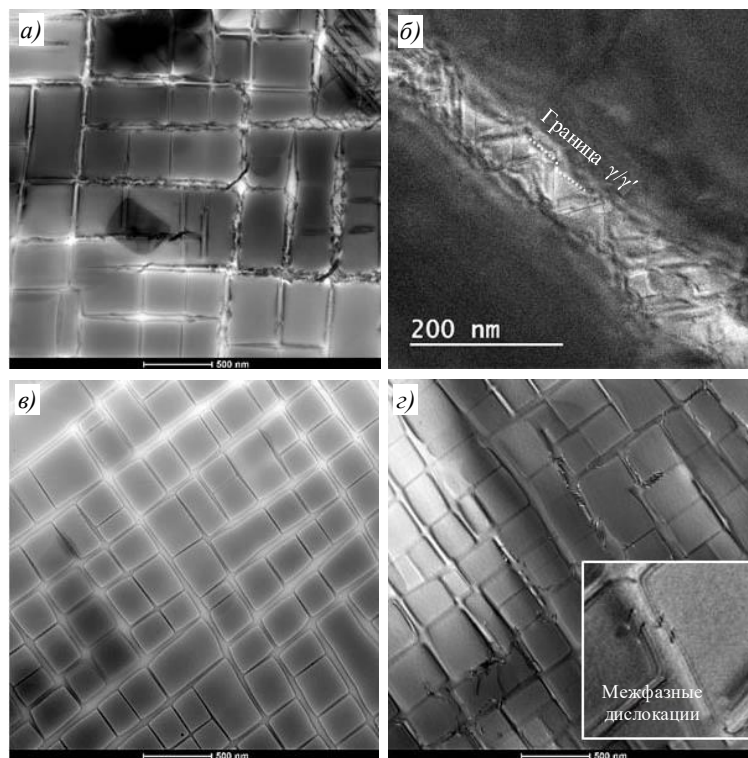


Рис. 6. Структуры сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки: *а* – ось дендрита сплава ВЖМ8 (ось зоны $\langle 100 \rangle$); *б* – дефект упаковки в γ -прослойке (ось зоны $\langle 110 \rangle$); *в* – межосное пространство сплава ВЖМ10; *з* – дефект упаковки в γ -прослойках и межфазные дислокации на границах фаз γ/γ' в структуре сплава ВЖМ10

Обсуждение и заключения

Исследованы структуры монокристаллов интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутенийсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 в исходном состоянии (после ПТО) с применением методов растровой электронной микроскопии с целью выявления участков структурной неоднородности для дальнейших исследований методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Монокристаллы сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО имеют классическую дендритную структуру. В зависимости от локализации относительно дендритной структуры в интерметаллидном сплаве ВИН4М наблюдается несколько морфологически различных модификаций γ' -фазы. Форма частиц γ' -фазы монокристаллов сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО близка к идеальной кубической. Основное отличие между структурами сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 заключается в размерах частиц γ' -фазы: 300–500 и 200–300 нм соответственно.

Определен мисфит γ/γ' -фаз в структурах монокристаллов интерметаллидного сплава ВИН4М и рений-рутенийсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 с применением методов рентгеноструктурного анализа. Для интерметаллидного сплава ВИН4М мисфит составляет 0,60 и 0,63 % для крупных образований γ' -фазы в межосных пространствах и частиц γ' -фазы в осях дендритов соответственно. Для сплава ВЖМ8 получено наименьшее значение мисфита (0,46 %) среди монокристаллических сплавов, для сплава ВЖМ10 – наибольшее (0,97 %).

Исследованы межфазные дислокации на границах раздела γ/γ' -фаз в дендритах и междендритных пространствах монокристаллов сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10, а также на границах раздела эвтектики ($\gamma + \gamma'$) и матрицы γ/γ' в структуре сплава ВИН4М. В структурах сплавов ВЖМ8, ВЖМ10 и ВИН4М межфазные дислокации наблюдаются в осях дендритов. В структуре сплава ВИН4М границы крупных частиц γ' -фазы декорированы скоплениями дислокаций, образующих регулярные сетки.

Исследованы ДУ кристаллической решетки γ' - и γ -фаз в исходных структурах сплавов. В структурах сплавов ВЖМ8, ВЖМ10 и ВИН4М, вследствие малой ширины (<50 нм) γ -прослоек между соседними кубоидами γ' -фазы, ДУ образуются в γ -прослойках между дислокациями несоответствия периодов решеток на противоположных границах соседних частиц.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – к.т.н. Е.М. Висик (проведение отливки монокристаллов сплавов) и к.ф.-м.н. П.Н. Медведеву (выполнение рентгеноструктурного анализа монокристаллов сплавов).

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. № 31. С. 43–47.
2. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
3. Висик Е.М., Битюцкая О.Н., Герасимов В.В., Пилипенко А.А., Моисеев А.С. Особенности получения крупногабаритных отливок турбинных лопаток методом направленной кристаллизации из коррозионностойких никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 2 (79). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
4. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ125 для лопаток перспективных авиационных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 3–16. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Демонис И.М. Технология получения монокристаллических отливок турбинных лопаток ГТД заданной кристаллографической ориентации из ренийсодержащих жаропрочных сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 206–219.
6. Argence D., Vernault C., Desvallées Y., Fournier D. MC-NG: a 4th generation single-crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes // Superalloys 2000. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2010. P. 829–837.
7. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy // Superalloys 2004. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 15–24.
8. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys // Superalloys 2004. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 35–43.
9. Fifth generation nickel base single crystal superalloy TMS-196 (Development under NIMS / IHI collaboration). 2006. 4 p. URL: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: 05.06.2025).

10. Sato A., Harada H., Yeh An.-C. et al. A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability // *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008. P. 131–138.
11. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Висик Е.М., Голынец С.А. Разработка монокристаллического жаропрочного никелевого сплава V поколения // *Металлы*. 2017. № 6. С. 38–51.
12. Елютин Е.С. Разработка жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений с повышенной длительной прочностью для монокристаллических лопаток перспективных авиационных ГТД: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2023. 27 с.
13. Utada S., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Challenging the limit of strengthening by γ/γ' lattice misfit on the high temperature creep properties of Ni-base single crystal superalloy // *Metallurgical and Material Transaction A*. 2026. Vol. 57. P. 1794–1812. DOI: 10.1007/s11661-025-08089-5.
14. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines // *Proceedings of the 9th Liège-Conference on Materials for Advanced Power Engineering*. Julich, 2010. P. 604–614. URL: <http://hdl.handle.net/2268/20701> (дата обращения: 07.06.2025).
15. 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: 04.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. 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 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
17. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
18. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // *Rare Metals*. 2016. Vol. 35. P. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
19. Ding Q., Li S., Chen L.-Q. et al. Re segregation at interfacial dislocation network in nickel-base superalloys // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 154. P. 137–146. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.025.
20. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy // *Superalloy 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 767–776.
21. Cheng Y., Zhao X., Yue Q. et al. The nucleation of δ phases triggered by the stacking faults in a single crystal superalloy // *Materials Research Letters*. 2023. Vol. 11. No. 11. P. 957–963. DOI: 10.1080/201663831.2023.2272809.
22. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
23. Mori Y., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Phase stability of nickel-base single-crystal superalloys containing iridium substituting for ruthenium // *Materials Transactions*. 2016. Vol. 57 (10). P. 1845–1848. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201606.
24. Бунтушкин В.П., Буркина В.И., Тимофеева О.Б., Юшакова Ф.В. Состав, структура и свойства монокристаллического сплава ВКНА-25 // *Авиационные материалы и технологии*. 2008. № 1. С. 10–14.
25. *Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. Т. 3: Литейные жаропрочные и интерметаллидные сплавы на никелевой основе. 192 с.*
26. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Назаркин Р.М., Нефедов Д.Г. Структурно-фазовые параметры интерметаллидных никелевых сплавов // *Литейное производство*. 2015. № 3. С. 17–19.
27. Николаев С.В. Совместное легирование никеля рением и переходными металлами V–VI групп: автореф. дис. ... канд. хим. наук. М., 2014. 24 с.
28. Kevin E., Yoon A., Ronald D. et al. Effects of rhenium addition on the temporal evolution of the nanostructure and chemistry of a model Ni–Cr–Al superalloy. Part I // *Experimental observations Acta Materialia*. 2007. Vol. 55. P. 1145–1157.
29. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Храмин Р.В., Заводов С.А., Данилов Д.В. Влияние легирующих элементов на прочностные свойства жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин // *Электрометаллургия*. 2021. № 3. С. 2–13.

30. Кузьмина Н.А., Пьянкова Л.А. Контроль кристаллографической ориентации монокристаллических отливок никелевых жаропрочных сплавов методом рентгеновской дифрактометрии // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). С. 11–19. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
31. Кузьмина Н.А., Остроухова Г.А. Блочность и субструктура в монокристаллических отливках никелевых жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). С. 13–26. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-13-26.

References

1. Kablov E.N. Materials and technologies of VIAM for «Aviadvigatel». *Permskiye aviatsionnye dvigateli*, 2014, no. 31, pp. 43–47.
2. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
3. Visik E.M., Bityutskaya O.N., Gerasimov V.V., Pilipenko A.A., Moiseev A.S. Features of production of large casting turbine blades by directional crystallization of nickel corrosion resistant superalloy. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
4. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 3–16. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Tolorayya V.N., Kablov E.N., Demonis I.M. Technology of producing single-crystal castings of turbine blades of gas turbine engines of a given crystallographic orientation from rhenium-containing heat-resistant alloys. *Casting heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Science, 2006, pp. 206–219.
6. Argence D., Vernault C., Desvallées Y., Fournier D. MC-NG: a 4th generation single-crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2010, pp. 829–837.
7. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 15–24.
8. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 35–43.
9. *Fifth generation nickel based single crystal superalloy TMS-196 (Development under NIMS / IHI collaboration)*, 2006, 4 p. Available at: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: June 05, 2025).
10. Sato A., Harada H., Yeh An.-C. et al. A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability. *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008, pp. 131–138.
11. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Visik E.M., Golynets S.A. Development of a single-crystal heat-resistant nickel alloy of the 5th generation. *Metally*, 2017, no. 6, pp. 38–51.
12. Elyutin E.S. *Development of heat-resistant nickel alloys of the 5th and 6th generations with increased long-term strength for single-crystal blades of advanced aircraft gas turbine engines*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 27 p.
13. Utada S., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Challenging the limit of strengthening by γ/γ' lattice misfit on the high temperature creep properties of Ni-base single crystal superalloy. *Metallurgical and Material Transaction A*, 2026, vol. 57, pp. 1794–1812. DOI: 10.1007/s11661-025-08089-5.
14. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines. Proceedings of the 9th Liège-Conference on Materials for Advanced Power Engineering. Julich, 2010, pp. 604–614. Available at: <http://hdl.handle.net/2268/20701> (accessed: June 07, 2025).
15. 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 04, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. 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 04, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.

17. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006, 372 p.
18. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, pp. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
19. Ding Q., Li S., Chen L.-Q. et al. Re segregation at interfacial dislocation network in nickel-base superalloys. *Acta Materialia*, 2018, vol. 154, pp. 137–146. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.025.
20. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy. *Superalloy 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 767–776.
21. Cheng Y., Zhao X., Yue Q. et al. The nucleation of δ phases triggered by the stacking faults in a single crystal superalloy. *Materials Research Letters*, 2023, vol. 11, no. 11, pp. 957–963. DOI: 10.1080/201663831.2023.2272809.
22. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
23. Mori Y., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Phase stability of nickel-base single-crystal superalloys containing iridium substituting for ruthenium. *Materials Transactions*, 2016, vol. 57 (10), pp. 1845–1848. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201606.
24. Buntushkin V.P., Burkina V.I., Timofeeva O.B., Yushakova F.V. Composition, structure and properties of single-crystal alloy VKNA-25. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2008, no. 1, pp. 10–14.
25. *Aviation materials: reference book in 13 vols* Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and add. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, vol. 3: Casting heat-resistant and intermetallic alloys on a nickel base, 192 p.
26. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Nazarkin R.M., Nefedov D.G. Structural and phase parameters of intermetallic nickel alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, 2015, no. 3, pp. 17–19.
27. Nikolaev S.V. *Combined alloying of nickel with rhenium and transition metals of groups V–VI*: thesis abstract of Cand. Sci. (Chem.). Moscow, 2014, 24 p.
28. Kevin E., Yoon A., Ronald D. et al. Effects of rhenium addition on the temporal evolution of the nanostructure and chemistry of a model Ni–Cr–Al superalloy. Part I. *Experimental observations* *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 1145–1157.
29. Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Khramin R.V., Zavodov S.A., Danilov D.V. Influence of alloying elements on the strength properties of heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks. *Electrometallurgiya*, 2021, no. 3, pp. 2–13.
30. Kuzmina N.A., Pyankova L.A. Control of crystallographic orientation of monocrystalline nickel castings heat-resistant alloys by x-ray diffractometry. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), pp. 11–19. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
31. Kuzmina N.A., Ostroukhova G.A. Blockiness and substructure in single-crystal castings of nickel heat-resistant alloys. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 13–26. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-13-26.

Информация об авторах

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

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

Римша Эльвира Гайсаевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лукина Ева Александровна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Elvira G. Rimsha, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 18.12.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.02.2026.
The article was submitted 18.12.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.02.2026.

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-30-40

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

А.В. Леонов¹, Н.М. Вознесенская¹, А.В. Князев¹, Е.И. Ульянов¹, О.А. Тонышева¹

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

Аннотация. Рассмотрено влияние различных режимов упрочняющей термической обработки высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота марки 30X15AMФ-ШПД (ВНС78-ШПД) на физико-механические свойства и коррозионную стойкость стали в «жестких» условиях испытаний. Исследовано влияние различных температур отпуска на микроструктуру, предел прочности при растяжении, твердость, намагниченность насыщения и коррозионные свойства стали. Показаны способы повышения коррозионной стойкости стали после старения.

Ключевые слова: коррозионностойкая сталь со сверхравновесным содержанием азота, коррозионная стойкость, отпуск, упрочняющая термическая обработка, микроструктура, предел прочности при растяжении, намагниченность насыщения

Для цитирования: Леонов А.В., Вознесенская Н.М., Князев А.В., Ульянов Е.И., Тонышева О.А. Взаимосвязь термической обработки, физико-механических свойств и коррозионной стойкости высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 30–40. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-30-40.

Scientific article

THE RELATIONSHIP BETWEEN HEAT TREATMENT, PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES, AND CORROSION RESISTANCE OF HIGH-STRENGTH CORROSION-RESISTANT MARTENSITIC STEEL WITH SUPER-EQUILIBRIUM NITROGEN CONTENT

A.V. Leonov¹, N.M. Voznesenskaya¹, A.V. Knyazev¹, E.I. Ulyanov¹, O.A. Tonyшева¹

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

Abstract. The influence of various strengthening heat treatment modes on physical, mechanical properties and corrosion resistance of high-strength corrosion-resistant martensitic steel of grade 30X15AMPF-SHPD (VNC78-SHPD) with super-equilibrium nitrogen content in tough test conditions is considered. The effect of different tempering temperatures on the microstructure, tensile strength, hardness, saturation magnetization and corrosion properties of the steel has been studied. Methods for increasing the corrosion resistance of the steel after aging are shown.

Keywords: high nitrogen martensitic corrosion-resistant steel, corrosion resistance, tempering, heat treatment, microstructure, tensile strength, saturation magnetization

For citation: Leonov A.V., Voznesenskaya N.M., Knyazev A.V., Ulyanov E.I., Tonysheva O.A. The relationship between heat treatment, physical and mechanical properties, and corrosion resistance of high-strength corrosion-resistant martensitic steel with super-equilibrium nitrogen content. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 30–40. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-30-40.

Введение

В соответствии с Указом Президента Российской Федерации от 28.02.2024 № 145 стратегия научно-технологического развития РФ определяет в качестве одного из ключевых приоритетов переход к передовым производственным технологиям, разработке инновационных материалов и внедрению современных методов конструирования. Реализация обозначенного стратегического направления призвана обеспечить устойчивое, динамичное и сбалансированное социально-экономическое развитие Российской Федерации в долгосрочной перспективе [1].

Для изготовления деталей высокой твердости, работающих на износ, используются высокопрочные стали. К таким деталям относятся шарикоподшипники и обоймы подшипников, а также втулки и детали насосов. В зависимости от условий эксплуатации применяются стали различных классов [2].

При эксплуатации деталей в неагрессивных средах, как правило, применяются высокоуглеродистые стали с небольшим содержанием хрома – до 1,5 % (здесь и далее – % (по массе)), который упрочняет твердый раствор и формирует упрочняющие избыточные фазы. Хром в сталях такого класса увеличивает глубину прокаливаемости и образует карбиды цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, тем самым увеличивая твердость материала. Наиболее широко применяемым представителем указанного класса сталей является сталь ШХ15 и ее зарубежные аналоги – стали марок 100Cr6 (Германия), 52100 (США) и SUJ2 (Япония). Указанные стали эксплуатируются при температурах до 120 °C с твердостью 60–64 HRC после закалки и отпуска [3].

Для изготовления деталей, работающих в условиях агрессивной среды, применяются высокоуглеродистые высокохромистые стали с содержанием углерода ~1 % и хрома ~15 %. Упрочняющая термическая обработка, включающая закалку и низкий отпуск, обеспечивает высокую твердость сталей 55–60 HRC, а полировка поверхности деталей с чистотой обработки не менее $R_a = 0,4$ позволяет применять их при эксплуатации во влажной атмосфере [4].

В отечественной промышленности широко применяется сталь мартенситного класса марки 95X18 и ее модификация – сталь марки 110X18M, дополнительно легированная молибденом; зарубежные аналоги – стали марок 440C (США) и X105CrMo17 (Германия) [5, 6].

Недостаток перечисленных сталей – наличие крупных карбидов в микроструктуре величиной от 24 до 60 мкм. Крупная величина карбидов обусловлена высоким содержанием углерода, который имеет большое сродство и высокий коэффициент диффузии при взаимодействии с хромом. В связи с этим значительная часть хрома (~4 %) находится не в матрице твердого раствора, а остается связанной в карбидах [7].

Наличие крупных карбидов в структуре стали приводит к снижению ударной вязкости и может способствовать разрушению при воздействии длительной ударной нагрузки при изготовлении таких деталей, как подшипники [8].

Кроме того, обезлегирование твердого раствора хромом приводит к значительному снижению коррозионной стойкости стали и может привести к самопроизвольному разрушению металла вследствие его химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой. Решением проблемы уменьшения размеров вторичных включений в микроструктуре при сохранении уровня механических свойств и одновременном повышении коррозионной стойкости является частичная замена в составе стали углерода азотом [9, 10].

Влияние азота на атомную структуру и на взаимодействие с элементами в кристаллической решетке стали аналогично влиянию углерода. Они оба являются атомами внедрения [11].

Особенностью легирования азотом является то, что в процессе выплавки коррозионностойкой стали с содержанием хрома ~15 % можно растворить значительное количество азота в высокотемпературной фазе, однако при кристаллизации азот улетучивается, в связи с этим в слитке образуются поры [12].

Исследователями определена равновесная концентрация азота при содержании в стали ~(14–15) % Cr и $\leq 0,7$ % Mn при выплавке в обычных условиях. Установлено, что при содержании азота ~(0,10–0,11) % образования пор при выплавке стали не происходит [13, 14].

В России и за рубежом разработан целый ряд азотсодержащих (до 0,1 % N) сталей различного класса, выплавляемых с помощью стандартных методов. Специалистами НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны стали переходного (аустенитомартенситного) класса марок ВНС5-Ш, ВНС43-Ш, ВНС65-Ш и мартенситного класса марки ВНС73-Ш. Примером зарубежной стали является сталь марки АМ355 [15].

Все вышеперечисленные стали обладают высоким уровнем физико-механических и коррозионных свойств. Однако значения механических свойств: предела прочности при растяжении, не превышающие $\sigma_b \leq 1760$ МПа, и твердости ~50 HRC – являются недостаточными для производства из них деталей, работающих на износ и требующих более высокого уровня твердости: ≥ 58 HRC.

Для получения более высокого уровня прочностных характеристик при сохранении мелкодисперсной структуры необходимо увеличить концентрацию азота в составе стали. Указанное обстоятельство потребовало разработки специальных методов выплавки под давлением.

Разработанный способ получения стали подразумевает введение азота в виде азотированного феррохрома при электрошлаковом переплаве, который проводится под избыточным давлением. Известно, что в зависимости от возможностей установок давление может достигать до 40 ат (~4 МПа).

В России подобной установкой располагает НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Имеющаяся печь ДЭШП-0,1 позволяет проводить переплав при давлении до 30 ат (~3 МПа), что сделало возможным проводить исследования по разработке высокопрочных коррозионностойких сталей мартенситного класса с повышенным (>0,1 % N) содержанием азота [16].

За рубежом известно семейство сталей Cronidur, изготавливаемых методом металлургии под давлением. Суммарное содержание в них углерода и азота на уровне $\Sigma_{C+N} = 0,7$ %, содержание хрома ~15 % с добавлением марганца (≤ 1 %), никеля ($\leq 0,5$ %) и ванадия ($\leq 0,4$ %), что позволило получать стали мартенситного класса.

Наиболее распространенной и применяемой в различных областях техники сталью данного семейства является сталь марки Cronidur 30 [17]. Заданный химический состав, технология изготовления и термической обработки полуфабрикатов обеспечивают высокий уровень свойств стали. При твердости ≥ 58 HRC в структуре стали присутствуют карбонитриды, не превышающие величину 10 мкм, за счет чего достигается превосходство по коррозионной стойкости по сравнению с аналогом по применению – сталью 440С, а также повышается вязкость стали.

Разработанная сталь за рубежом применяется в авиационной и космической отраслях, химической и нефтехимической промышленности, для изготовления износостойких деталей для обработки пищевых продуктов и полимеров, в энергетике, биомедицине и в других отраслях промышленности.

Известен случай, когда роторные подшипники зарубежных изделий, изготовленные из стали 440С и работавшие при контакте с жидкостью, в процессе стоянки изделия были подвержены коррозии из-за образующавшегося конденсата. В связи с этим требовалась регулярная замена подшипников, выходявших из строя после каждого полета. Внедрение подшипников из стали Cronidur 30 взамен аналогичных деталей из стали марки 440С продлило срок службы подшипников и позволило проводить первую проверку уже после десяти полетов.

В России ближайший аналог стали Cronidur 30 – сталь марки ВНС78-ШПД, разработанная в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Разработана технология изготовления и термической обработки прутков различного сортамента. На состав стали получен патент на изобретение № 2725766 [18].

По уровню свойств отечественная сталь не уступает аналогу, обеспечивая твердость в термически упрочненном состоянии не менее 58 HRC, при этом величина карбонитридов в микроструктуре после термической обработки не превышает 3 мкм.

В настоящее время ведутся работы по анализу закономерностей, влияющих на физико-механические и коррозионные свойства исследуемой стали нового класса. Известно, что на получаемый уровень свойств стали влияют режимы ее упрочняющей термической обработки. Процесс термической обработки сталей со сверхравновесным содержанием азота включает закалку, обработку холодом и отпуск и аналогичен термической обработке высокопрочных коррозионностойких сталей. Заключительной операцией термической обработки, определяющей окончательный уровень свойств стали, является отпуск или старение. Согласно научно-техническим источникам, для стали Cronidur 30 применяют два варианта отпуска: низкий отпуск в интервале 150–220 °С и старение при температуре 475 °С.

Оба варианта окончательной термической обработки обеспечивают высокую твердость стали Cronidur 30 – не менее 58 HRC, что позволяет применять ее для изготовления деталей, работающих на износ.

В данной работе исследовали влияние различных режимов окончательной упрочняющей термической обработки высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота марки 30X15AMФ-ШПД (ВНС78-ШПД) в интервале температур отпуска на физико-механические свойства и общую коррозионную стойкость стали в «жестких» условиях испытаний.

Материалы и методы

Объект исследования – прутки Ø22 мм из высокопрочной коррозионностойкой стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота марки ВНС78-ШПД разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Выплавку слитков проводили в два этапа: выплавка в вакуумно-индукционной печи исходного электрода без добавления азотоносителей и последующий электрошлаковый переплав электрода под избыточным давлением до 30 ат (~3 МПа) с введением азотированного феррохрома.

Деформацию слитков для получения прутков проводили методом свободнойковки на пневматическом молоте с массой падающих частей не менее 150 кг, отпуск и старение образцов – в атмосферных электропечах с охлаждением на воздухе.

Исследование микроструктуры образцов после упрочняющей термической обработки осуществляли на оптическом инвертированном микроскопе при увеличении ×500.

Твердость образцов определяли на универсальном твердомере методом Роквелла по ГОСТ 9013–59.

Механические свойства прутков определяли на круглых образцах при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине со скоростью растяжения 3 мм/мин по ГОСТ 1497–2023.

Ударную вязкость образцов при температуре 20 °С определяли на образцах с U-образным надрезом на маятниковом копре по ГОСТ 9454–78.

Намагниченность насыщения определяли на плоских образцах на установке типа Штеблейн.

Испытания образцов на общую коррозионную стойкость для визуальной оценки степени коррозионного поражения проводились в циклической коррозионной камере в течение 1 мес. в соответствии с ГОСТ 9.308–85 (метод 1). Состояние поверхности образцов – полировка цилиндрической части образцов с шероховатостью поверхности R_a не более 0,32 и шлифовка торцев с шероховатостью поверхности R_a не более 0,64, далее – химическая пассивация.

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

Результаты и обсуждение

Для исследования микроструктуры, физико-механических свойств и общей коррозионной стойкости в камере соляного тумана образцов из стали марки ВНС78-ШПД выплавлена плавка марочного состава в соответствии с патентом № 2725766 со следующим содержанием основных химических элементов, % (по массе):

C	N	Cr	Ni	Mn	Mo
0,30	0,30	15,10	0,90	0,40	0,95

Оценку свойств стали после отпуска при различных температурах проводили на образцах, предварительно прошедших закалку и обработку холодом. На рис. 1 представлена структура стали после закалки с температуры, обеспечивающей растворение карбонитридов и подавление образования их по границам зерен, в сравнении с более низкой температурой закалки. Травление шлифов проводили электролитически в растворе щавелевой кислоты.

Видно, что микроструктура стали после нагревов под закалку при обеих температурах состоит из мартенсита и карбонитридной фазы. При этом снижение температуры закалки (рис. 1, б) приводит к появлению большого количества карбонитридной фазы, располагающейся по границам зерен в виде разорванной сетки, наличие которой снижает коррозионную стойкость, пластичность и ударную вязкость стали.

Известно, что следующие после закалки обработка холодом и отпуск не вызывают видимых структурных изменений при металлографическом контроле стали на оптическом микроскопе. Дальнейшие исследования проводили на образцах после оптимального режима термической обработки (рис. 1, а).

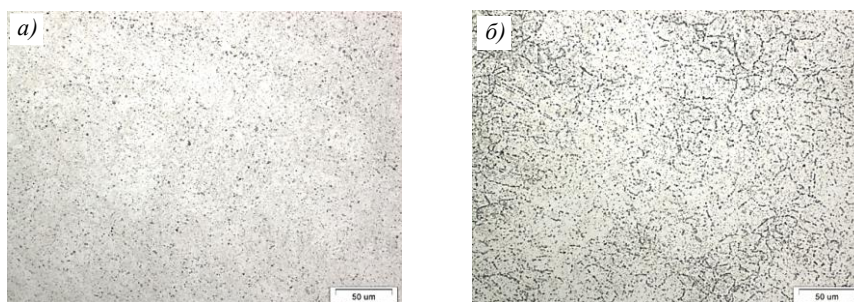


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 500$) образцов после закалки с оптимальной температуры (а) и после более низкой температуры закалки (б). Травление электролитическое

Для высокопрочных коррозионностойких сталей мартенситного и переходного классов характерно немонокотное изменение свойств в интервале температур отпуска. Типичная кривая распределения имеет два характерных пика, соответствующих температурам низкого отпуска 150–200 °С и старения (вторичного твердения) в интервале 450–500 °С [19].

Кривая распределения физико-механических свойств (твердости, ударной вязкости и намагниченности насыщения $4\pi I_s$) исследуемой стали в зависимости от различных температур отпуска представлена на рис. 2.

Видно, что отпуск при температуре 150 °С приводит к некоторому повышению твердости, что можно связать с высокой плотностью дислокаций с большим количеством двойников и закреплении дислокаций диффузией углерода на начальных стадиях отпуска с предвыделением ϵ -карбида [19].

Значительное изменение свойств происходит при температурах отпуска >150 °С. Повышение температуры отпуска до 300 °С приводит к получению наименьшей твердости и более высокой ударной вязкости. Снижение твердости можно связать с уменьшением плотности дислокаций и обеднением твердого раствора углеродом и азотом.

Повышение температуры отпуска с 300 до 450–475 °С приводит к максимальному увеличению твердости вследствие дисперсионного твердения (старения) – изменения субструктуры мартенсита и образования метастабильных частиц Me_2X типа Cr_2N , когерентно связанных с матрицей [20]. При этом сильно снижается ударная вязкость образцов (рис. 2, б).

Небольшое перестаривание при температуре 500 °С приводит к некоторому снижению твердости, при этом она остается на высоком уровне 58,5 HRC. Одновременно при перестаривании повышаются значения ударной вязкости (рис. 2, б).

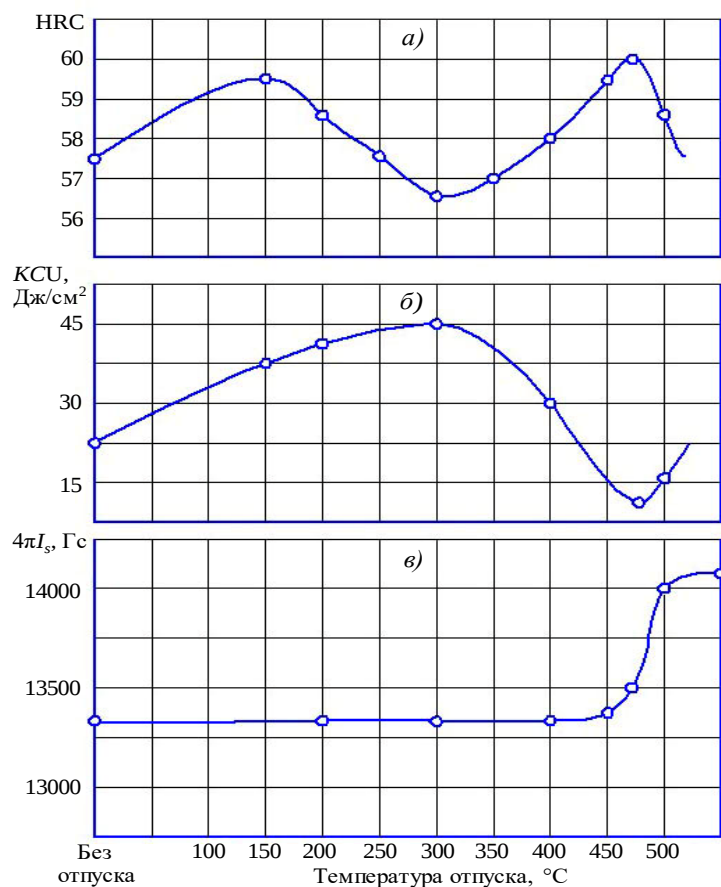


Рис. 2. Влияние температуры отпуска на физико-механические свойства стали

Повышение ударной вязкости при перестаривании связано с некоторым разупрочнением стали за счет потери когерентности частиц типа Cr_2N с матрицей, их коагуляцией, уменьшением концентрации углерода и азота в мартенсите и уменьшением плотности дислокаций.

Увеличение намагниченности насыщения $4\pi I_s$ (рис. 2, в) образцов, отпущенных при температурах от 450 до 550 °С, связано с потерей когерентности частиц Cr_2N и, соответственно, с уменьшением в твердом растворе хрома, который является парамагнитным.

Кривые растяжения образцов при различных температурах отпуска представлены на рис. 3. Испытания образцов проводили после отпуска при температурах 150 и 475 °С, обеспечивающих максимальный уровень твердости, а также при температурах 200 и 500 °С (рис. 2, а), характерных для некоторого снижения кривой распределения твердости.

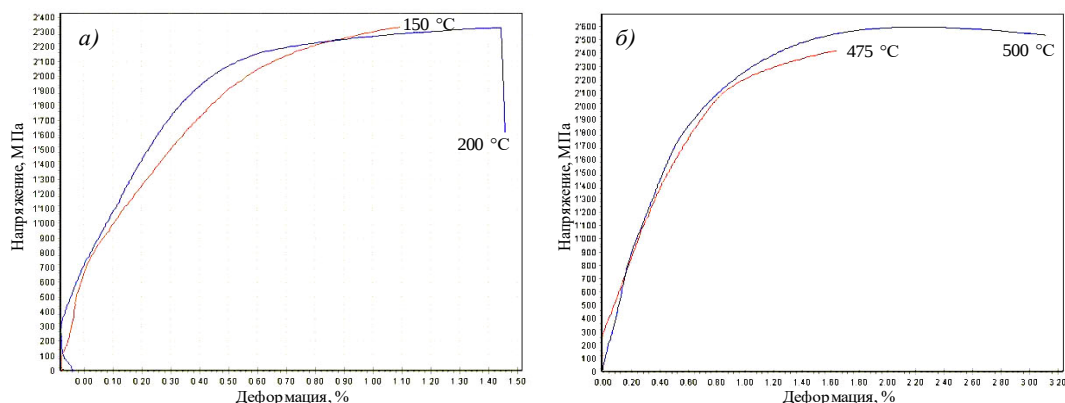


Рис. 3. Кривые растяжения образцов с различными температурами отпуска

Видно, что предел прочности при разрушении образцов достигается только после отпусков при температурах 200 и 500 °С. Испытания образцов после отпуска при температурах 150 и 475 °С привело к преждевременному их разрушению, не достигнув значений σ_b для образцов с низкой пластичностью $\delta_5 = 0,5 \div 1$ %.

После низкого отпуска при температуре 200 °С предел прочности составляет $\sigma_b = 2300$ МПа, после старения при температуре 500 °С – $\sigma_b = 2600$ МПа. При этом для обоих вариантов отпуска на максимум твердости при температурах 150 и 475 °С характерно преждевременное разрушение образцов на ранней стадии равномерного удлинения. Повышение температуры отпуска до 200 и 500 °С исключило преждевременное разрушение образцов.

При повышении температуры отпуска до 200 °С происходит повышение пластичности стали за счет уменьшения концентрации углерода и азота в твердом растворе и уменьшения плотности дислокаций.

При перестаривании образцов при температуре 500 °С происходит уменьшение степени когерентности частиц вторичной фазы с матрицей твердого раствора, что также повышает пластичность стали.

Ранее авторами проведены испытания образцов на общую коррозионную стойкость в камере соляного тумана после различных режимов упрочняющей термической обработки, в том числе после отпусков при температурах 150 и 475 °С.

В данной работе исследована общая коррозионная стойкость стали. Испытания образцов проводили после отпуска при температуре 200 °С и перестаривания при 500 °С, которые обеспечивали высокий уровень предела прочности при растяжении и ударной вязкости, с общей продолжительностью экспозиции в течение 1 мес. в камере соляного тумана. Поверхность цилиндрической части образцов отполирована с шероховатостью поверхности R_a не более 0,32, торцевая часть образцов отшлифована с шероховатостью поверхности R_a не более 0,64.

Перед испытаниями образцы обезжировали, химически пассивировали и проводили предварительный контроль коррозионной стойкости медной пробой на отсутствие обезлегированного окисленного слоя, образующегося при температуре закалки. Осаждения контактной меди на поверхности образцов не обнаружено.

Испытания образцов в камере соляного тумана КСТ-35 проводили согласно ГОСТ 9.308–85 (метод 1) в нейтральном соляном тумане 5%-ного раствора хлорида натрия при температуре 35 °С.

На рис. 4 представлен внешний вид образцов по результатам коррозионных испытаний после 14 сут экспозиции в КСТ.

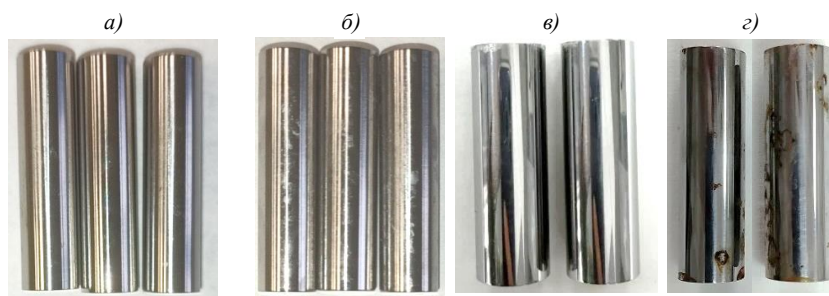


Рис. 4. Внешний вид образцов, испытанных на общую коррозию, после различных режимов упрочняющей термической обработки (отпуска и старения) при температурах 200 (а, б) и 500 °С (в, з) до (а, в) и после (б, з) испытаний

Видно, что видимых изменений на образцах с низким отпуском при температуре 200 °С после 14 сут испытаний не наблюдается, что свидетельствует о высокой коррозионной стойкости образцов.

На образцах с перестариванием при температуре 500 °С следы коррозионного поражения в процессе испытания начали развиваться с торцевой части образцов, которые подвергали только шлифовке без полировки (рис. 5).

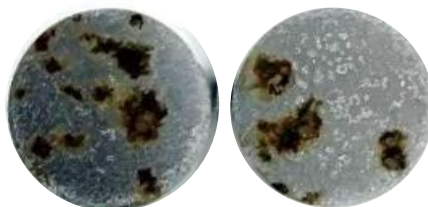


Рис. 5. Коррозионные поражения на шлифованных торцах образцов с перестариванием при температуре 500 °С после испытаний в течение 2 сут

Видно, что для предотвращения появления коррозии необходимо одновременное сочетание двух факторов – подбор оптимального режима термической обработки и подготовка поверхности заготовок и деталей с обеспечением полированной поверхности с шероховатостью R_a не более 0,32 с последующей пассивацией.

Следует отметить, что предыдущие результаты, полученные при испытании образцов указанной плавки после окончательной термической обработки на пике старения 475 °С, применяемой для зарубежной стали Cronidur 30, показали низкое сопротивление коррозии из-за интенсивного расслоения по хрому, происходящего в процессе старения. Распад твердого раствора при старении на максимальную твердость сопровождается образованием сегрегаций и дисперсных частиц метастабильных фаз, когерентно связанных с матрицей, зарождение которых вызывает повышение внутренних напряжений и химическую неоднородность.

Повышение температуры старения способствовало нарушению когерентности с матрицей и коагуляции упрочняющей фазы, что привело к уменьшению упругих

искажений и исчезновению участков концентрационной неоднородности и повысило коррозионную стойкость стали [21].

Применение старения при температуре 500 °С, находящегося за пределами температуры упрочнения стали на максимальную твердость, позволило при удовлетворительном уровне твердости получить более высокий уровень механических свойств (рис. 3) и одновременно повысить коррозионную стойкость стали по сравнению со старением при температуре 475 °С.

Заключения

В результате исследования взаимосвязи термической обработки, физико-механических свойств и коррозионной стойкости стали со сверхравновесным содержанием азота марки ВНС78-ШПД установлено:

- высокие значения твердости ≥ 58 HRC и предела прочности при растяжении (σ_B) обеспечиваются после закалки, обработки холодом и низкого отпуска при 200 °С и после перестаривания при 500 °С;
- старение при 475 °С, обеспечивающее твердость 60 HRC, приводит к преждевременному разрушению образцов при растяжении, не достигая значения σ_B ;
- после отпуска при 200 °С и перестаривания при 500 °С обеспечивается более высокая пластичность и ударная вязкость по сравнению со старением при 475 °С;
- высокая коррозионная стойкость в камере соляного тумана обеспечивается после низкого отпуска при 200 °С;
- применение перестаривания при 500 °С для повышения коррозионной стойкости требует высокой чистоты обработки поверхности с шероховатостью R_a не более 0,32.

Список источников

1. О стратегии научно-технологического развития Российской Федерации: Указ Президента РФ от 28.02.2024 № 145 // Официальный интернет-портал правовой информации. URL: <http://www.pravo.gov.ru> (дата обращения: 04.05.2026).
2. Зайцев А.М., Коросташевский Р.В. Эксплуатация авиационных подшипников качения. М.: Транспорт, 1968. 224 с.
3. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehler D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30 // ASTM Special Technical publication. 1998. Vol. 1327. P. 447–459.
4. Петров Н.И., Лаврентьев Ю.Л. Пути повышения надежности и ресурса подшипниковых опор роторов современных газотурбинных двигателей и редукторов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2015. Т. 14. № 3. Ч. 1. С. 228–237.
5. Киселева С.К., Зарипов Н.Г. Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и трибологические свойства стали 110X18М-ШВД // Евразийский союз ученых. 2020. № 7-1 (76). С. 32–36.
6. ГОСТ 5949–2018. Металлопродукция из сталей нержавеющей и сплавов на железоникелевой основе коррозионно-стойких, жаростойких и жаропрочных. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2019. 32 с.
7. Ooi S. A new index to estimate the corrosion resistance of aluminum-containing steel // Materials and Corrosion. 2024. Vol. 75. No. 7. P. 902–913.
8. Шлямнев А.П., Углов В.А., Филиппов Г.А. и др. Нержавеющие стали с азотом: структура, свойства, вопросы технологии производства // Черная металлургия. 2013. № 2. С. 12.
9. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Springer Science & Business Media, 1999. 378 p.
10. Лаптев А.Б., Закирова Л.И., Загорских О.А., Павлов М.Р. Методы исследования процессов коррозионно-механического разрушения и наводороживания металлов (обзор). Часть 1. Исследование коррозионно-механического разрушения сталей // Труды ВИАМ. 2022. № 4 (110). С. 118–130. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.

11. Севальнев Г.С., Востриков А.В., Нефедкин Д.Ю., Моисеенков В.В., Волков Р.Б., Ульянов Е.И. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). С. 13–23. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
12. Jiang Z.H., Zhu H.C., Li H.B. et al. Pressurized metallurgy for high performance special steels and alloys // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 143. No. 1. P. 012038.
13. Гудремон Э. Специальные стали: в 2 т. / под ред. А.С. Займовского, М.Л. Бернштейна. М.: Металлургиздат, 1959. Т. 1. 952 с.
14. 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.
15. Дульнев К.В., Севальнев Г.С., Пахомкина Т.Н., Бузенков А.В. Исследование изменения микроструктуры, размера зерна и концентрации азота в зависимости от температуры термической обработки высокопрочной конструкционной высокоазотистой стали // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 3 (80). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2025-0-3-3-14.
16. Моисеенков В.В., Севальнев Г.С., Волков Р.Б., Дульнев К.В., Левин Е.А. Применение метода ротационнойковки для получения прутков из высокоазотистой стали ВНС-78 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). С. 3–15. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.05.2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2022-0-4-3-15.
17. Data sheet Cronidur® 30. Mat. no.: 1.4108. Energietechnik Essen GmbH. 2012. URL: <http://www.engineering.com> (дата обращения: 29.05.2026).
18. Высокопрочная коррозионностойкая сталь: пат. 2725766 Рос. Федерация; заявл. 23.05.19; опубл. 25.06.20.
19. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
20. Вознесенская Н.М., Изотов В.И., Ульянова Н.В. и др. Структура и свойства высокопрочной нержавеющей стали 1X15H4AM3 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1971. № 1. С. 32–35.
21. Братухин А.Г., Гурвич Л.Я. Коррозионная стойкость высокопрочных нержавеющей сталей. М.: Авиатехинформ, 1999. 208 с.

References

1. *On the Strategy for Scientific and Technological Development of the Russian Federation: Decree of the President of the Russian Federation of February 28, 2024, No. 145.* Available at: www.pravo.gov.ru (accessed: May 04, 2026).
2. Zaitsev A.M., Korostashevsky R.V. *Operation of Aircraft Rolling Bearings.* Moscow: Transport, 1968, 224 p.
3. Trojahn W., Streit E., Chin H.A., Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. *ASTM Special Technical publication*, 1998, vol. 1327, pp. 447–459.
4. Petrov N.I., Lavrentyev Yu.L. Ways to Improve the Reliability and Service Life of Bearing Assemblies of Rotor of Modern Gas Turbine Engines and Gearboxes. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta*, 2015, vol. 14, no. 3, part 1, pp. 228–237.
5. Kiseleva S.K., Zaripov N.G. Influence of severe plastic deformation on the microstructure and tribological properties of 110Kh18M-ShVD steel. *Evrasiyskiy Soyuz Uchenykh*, 2020, no. 7-1 (76), pp. 32–36.
6. State Standard 5949–2018. *Metal products from stainless steels and iron-nickel-based alloys, corrosion-resistant, heat-resistant, and heat-resistant. Specifications.* Moscow: Standartinform, 2019, 32 p.
7. Ooi S. A new index to estimate the corrosion resistance of aluminium-containing steel. *Materials and Corrosion*, 2024, vol. 75, no. 7, pp. 902–913.
8. Shlyamnev, A.P., Uglov, V.A., Filippov, G.A. et al. Nitrogen-Based Stainless Steels: Structure, Properties, and Production Technology. *Chernaya metallurgiya*, 2013, no. 2, p. 12.
9. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications.* Springer Science & Business Media, 1999, 378 p.

10. Laptev A.B., Zakirova L.I., Zagorskikh O.A., Pavlov M.R. Methods of investigation of the processes of corrosion-mechanical destruction and hydrogenation of metals (review). Part 1. Investigation of corrosion-mechanical destruction of steels. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), pp. 118–130. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-118-130.
11. Sevalnev G.S., Vostrikov A.V., Nefedkin D.Yu., Moiseenkov V.V., Volkov R.B., Ulyanov E.I. Study of the structure, distribution of carbide phase, hardness and tribotechnical characteristics of high-chromium bearing steels of the martensitic class. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), pp. 13–23. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
12. Jiang Z.H., Zhu H.C., Li H.B. et al. Pressurized metallurgy for high performance special steels and alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 143, no. 1, p. 012038.
13. Gudremon E. *Special Steels*: in 2 vols. Ed. A.S. Zaimovsky, M.L. Bernstein. Moscow: Metallurgizdat, 1959, vol. 1, 952 p.
14. Svyazhin, A.G., Kaputkina, L.M. Nitrogen-Based and High-Nitrogen-Based Steels. Industrial Technologies and Properties. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2019, vol. 62, no. 3, pp. 173–187.
15. Dulnev K.V., Sevalnev G.S., Pahomkina T.N., Buzenkov A.V. Study of changes in microstructure, grain size and nitrogen concentration depending on heat treatment temperature of high-strength structural high-nitrogen steel. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 3–14. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2025-0-3-3-14.
16. Moiseenkov V.V., Sevalnev G.S., Volkov R.B., Dulnev K.V., Levin E.A. Application of the rotational forging method for the production of bars from high-nitrogen steel VNS-78. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), pp. 3–15. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 04, 2026). DOI: 10.18577/27-13-0193-2022-0-4-3-15.
17. *Data sheet Cronidur® 30*. Mat. no.: 1.4108. Energietechnik Essen GmbH, 2012. Available at: engineering.com (accessed: May 04, 2026).
18. *High-Strength Corrosion-Resistant Steel*: pat. 2725766 Rus. Federation; appl. 23.05.19; publ. 25.06.20.
19. Potak Ya.M. *High-Strength Steels*. Moscow: Metallurgy, 1972, 208 p.
20. Voznesenskaya, N.M., Izotov, V.I., Ulyanova, N.V. et al. Structure and Properties of High-Strength Stainless Steel 1Kh15N4AM3. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1971, no. 1, pp. 32–35.
21. Bratukhin A.G., Gurvich L.Ya. *Corrosion resistance of high-strength stainless steels*. Moscow: Aviatechinform, 1999, 208 p.

Информация об авторах

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

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

Князев Андрей Вадимович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Тонышева Ольга Александровна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksandr V. Leonov, Head of the Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Andrey V. Knyazev, Head of the Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 19.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 01.07.2026.
The article was submitted 19.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 01.07.2026

Обзорная статья

УДК 621.74

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-41-50

ПРИМЕНЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО НАГРЕВА ПРИ УДАЛЕНИИ МОДЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ Часть 1

Т.Л. Форостович¹, А.Р. Нарский¹, О.Н. Битюцкая¹

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

Аннотация. Удаление модельных масс из керамических оболочковых форм – это одна из сложных технологических операций при изготовлении деталей газотурбинных двигателей методом литья по выплавляемым моделям. Рассмотрены возможности применения диэлектрического (микроволнового) нагрева как перспективного способа удаления модельных композиций. В первой части рассмотрены особенности поведения материала, не проводящего электрический ток и помещенного в электромагнитное поле. Приведены требования к конструкциям установок диэлектрического нагрева, а также названы основные области их использования.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, лопатки, жаропрочные сплавы, оболочковые формы, точное литье, модельные композиции, электромагнитное излучение, микроволны

Для цитирования: Форостович Т.Л., Нарский А.Р., Битюцкая О.Н. Применение диэлектрического нагрева при удалении модельных композиций из оболочковых форм в производстве литых лопаток газотурбинных двигателей. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 41–50. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-41-50.

Review article

APPLICATION OF DIELECTRIC HEATING IN THE REMOVAL OF MODEL COMPOSITIONS FROM SHELL MOLDS IN THE PRODUCTION OF CAST BLADES FOR GAS TURBINE ENGINES Part 1

T.L. Forostovich¹, A.R. Narsky¹, O.N. Bityutskaya¹

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

Abstract. Removal of model masses from ceramic shell molds is one of the complex technological operations in the manufacture of gas turbine engine parts by the method of investment casting. This review considers the possibilities of using dielectric (microwave) heating as a promising method for removing model compositions. In the first part, the article considers the features of the behavior of a material that does not conduct electric current and is placed in an electromagnetic field. Also the requirements for the designs of dielectric heating units are given, and the main areas of their use are listed.

Keywords: gas turbine engine, blades, superalloys, shell molds, precision casting, model compositions, electromagnetic radiation, microwaves

For citation: Forostovich T.L., Narsky A.R., Bityutskaya O.N. Application of dielectric heating in the removal of model compositions from shell molds in the production of cast blades for gas turbine engines. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 41–50. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-41-50.

Введение

Литье по выплавляемым моделям, называемое иначе точным литьем, – это один из старейших методов получения различных металлических изделий любой конфигурации практически из любого сплава. По сравнению с такими методами обработки металла, как штамповка, прокат и ковка, литье по выплавляемым моделям обеспечивает существенные преимущества: повышенную точность геометрических размеров готовой литой детали, возможность получения сложных внутренних полостей изделия (например, предназначенных для лопаток газового тракта газотурбинных двигателей), отсутствие необходимости механической доработки и более низкую итоговую стоимость продукции [1–3].

Более того, ряд изделий высокого качества невозможно изготовить иным методом, кроме как точным литьем, который является уникальным для единичного и массового производства рабочих и сопловых лопаток и других ответственных деталей турбин газотурбинных двигателей и газотурбинных установок. Лопатки, изготавливаемые из жаропрочных никелевых сплавов, испытывают целый комплекс напряжений статического (вызывающего деформации растяжения, изгиба и кручения), динамического (включая знакопеременные) и термического (напряжения растяжения, сжатия и другие нагрузки, обусловленные неравномерностью температурного поля) характера [4–6]. Необходимые работоспособность и долговечность лопаток обеспечиваются благодаря специальной системе воздушного охлаждения и нанесения теплозащитных покрытий [7, 8].

Технология изготовления литых лопаток газотурбинных двигателей получила распространение в середине XX в., ее перспективы были открыты академиком С.Т. Кишкиным (1906–2002) – знаменитым ученым, внесшим значительный вклад в развитие авиационного материаловедения [9–12]. В литейном производстве лопаток по выплавляемым моделям технологическая операция удаления модельной композиции из керамических оболочковых форм оказывает существенное влияние на качество готовых отливок.

Требования к проведению технологической операции удаления модельной композиции

Выплавленные модели (в сравнении с растворимыми и выжигаемыми), получившие наибольшее применение в технологии литейного производства, удаляют после послойного нанесения на модельный блок огнеупорного покрытия и его просушки.

Непосредственно процесс выплавления модельной массы должен обеспечивать выполнение следующих требований:

- максимально возможная полнота удаления;
- высокая точность воспроизведения модели и качества поверхности керамической формы;
- сохранение прочностных свойств и целостности формы;
- возможность повторного (неоднократного) использования модельного состава, снижение затрат на его регенерацию.

Обычно технология удаления модели подразумевает нагрев теплоносителя, что сопровождается напряженно-деформированным состоянием литейной формы: температурное

расширение модельной композиции намного превышает расширение керамики, поэтому растягивающие напряжения создают опасность зарождения и дальнейшего развития трещин и могут привести к дефектам отливок. Отметим, что крайне важна интенсификация передачи тепла к выплавляемой модели, формирующая высокий температурный градиент между поверхностью и центральной ее частью. Быстрый нагрев выплавляемого модельного состава приводит к его поверхностному оплавлению и минимизирует величину напряжений в форме [13].

Способы удаления модельных композиций

Способы удаления модельных составов различаются видом применяемого теплоносителя, температурой и продолжительностью проведения процесса и обладают определенными технологическими достоинствами и недостатками [1, 2, 11, 13–15]. В целом использование нагреваемого теплоносителя часто приводит к снижению качества возврата модельного состава, а в ряде случаев вызывает необходимость дополнительной сушки оболочковой формы перед прокалкой в течение нескольких часов.

Наибольшее распространение получила технология погружения форм в ванну с горячей водой.

Использование горячего воздуха представляет большую опасность из-за трещинообразования, поскольку скорость нагрева воздуха меньше, чем других теплоносителей.

Один из эффективных способов удаления моделей – применение перегретого водяного пара в бойлерклаве, который заключается в быстром нагреве и плавлении внешнего слоя модели [16]. Данный способ резко сокращает брак керамических форм [17], но усложняет технологию, связанную как с проблемой насыщения моделей паром, затрудняющей последующую возможность их повторного использования, так и со строгими требованиями соблюдения правил и норм в области промышленной безопасности при использовании оборудования, работающего под давлением [18]. Необходимо также учесть высокую стоимость приобретения бойлерклава.

К принципиально иным способам удаления выплавляемых моделей можно отнести применение диэлектрического нагрева, называемого в зарубежной научно-технической литературе микроволновым. Он заключается в возможности генерации тепла непосредственно в объеме материала и представляет собой воздействие на диэлектрик (в рассматриваемом случае – литейную форму и модельную композицию) электромагнитным излучением сверхвысокочастотного (СВЧ) диапазона (ранее в некоторых случаях – высокочастотного). Диэлектрики обладают некоторой проводимостью в электромагнитном поле, поляризуются, при этом внутримолекулярные заряды начинают смещаться, затрачивая работу против сил межмолекулярного взаимодействия, которая вызывает нагрев. Волна проникает вглубь объекта, происходит объемное и равномерное преобразование энергии электромагнитных колебаний в тепло [15, 19–25]. Отсутствие теплоносителя дает также безынерционность регулирования обработки материала, что приводит к улучшению его качества [26].

Особенности электромагнитного поля и поведения помещенного в него диэлектрика

Рассмотрим подробнее понятие электромагнитного поля и определим факторы, влияющие на величину выделения тепла помещенным в названное поле диэлектриком.

Электромагнитное поле – это взаимосвязанные переменные электрическое и магнитное поля, т. е. особая форма материи, создаваемая заряженными частицами

и обладающая электромагнитной энергией. Электромагнитное излучение (или электромагнитная энергия) – это распространение электромагнитных волн от точки к точке пространства от определенного источника (генератора).

Как известно, существование электромагнитных волн предсказано в начале 1830-х гг. английским ученым, основоположником учения об электромагнитном поле Майклом Фарадеем (1791–1867). В середине XIX в. Дж.К. Максвелл (1831–1879) составил системы математических уравнений, описывающих электромагнитные явления в вакууме и в сплошных средах. Один из выводов его теории заключался в том, что магнитное поле порождается движущимися зарядами и переменным электрическим полем (током смещения). В конце 1880-х гг. немецкий физик Г. Герц (1857–1894) экспериментально доказал существование электромагнитных волн.

Электромагнитное излучение распространяется с конечной скоростью, зависящей от свойств среды (в вакууме – со скоростью света, равной $3 \cdot 10^8$ м/с), причем в каждой точке пространства электрическое и магнитное поля изменяются во времени периодически. Для быстрой смены полей, т. е. увеличения интенсивности колебаний, создают поле более высокой частоты. При взаимодействии электромагнитной волны со средой возможны такие явления, как отражение (например, от металлов, что нашло применение в радиолокации), поглощение, рассеивание и преломление.

Промышленное применение СВЧ-волн, распространяющихся с частотой 300 МГц–300 ГГц (с длиной волны – от 1 м до 1 мм), основано на явлении поглощения электромагнитных волн диэлектриками, полупроводниками, тканями живых организмов и бактериями. Степень поглощения энергии зависит от частоты поля, молекулярного строения, геометрической формы тела, температуры и ряда других параметров. Физическая природа поглощения электромагнитной энергии проявляется в возникновении поляризации (и появлении токов проводимости) – происходит смещение структурных элементов кристаллической решетки диэлектрика со своего нормального положения. Механизм поляризации может быть различным (электронная, ионная, дипольная, объемная, спонтанная, она же самопроизвольная) в зависимости от того, какие составляющие участвуют в этом процессе.

В идеальном диэлектрике (примером которого может служить дистиллированная вода) при отсутствии трения ток смещения I опережает по фазе напряженность поля E на четверть периода. Угол сдвига фаз φ между током и напряженностью поля составляет 90 градусов.

При наличии трения в диэлектрике возникает некоторое запаздывание по времени поляризации от электрического поля. Таким образом, ток смещения (ток поляризации) опережает напряженность поля на угол < 90 градусов.

Количество тепловой энергии (мощность, отнесенная к единице объема, Q (Вт/м³)), выделяющееся из диэлектрика, помещенного в электромагнитное поле, может быть вычислено как произведение плотности тока смещения I (А/м²), напряженности поля E (В/м) и косинуса угла сдвига между ними $\cos\varphi$:

$$Q = IE \cos\varphi. \quad (1)$$

Плотность тока смещения I (А/м²) равна произведению циклической частоты (числу колебаний за 2π секунд, т. е. $2\pi \cdot \nu$, где ν – частота поля (Гц)), диэлектрической проницаемости диэлектрика ϵ (Ф/м) (физической величины, показывающей степень ослабления электрического поля в диэлектрике по сравнению с вакуумом) и напряженности поля E (В/м):

$$I = 2\pi\nu\epsilon E. \quad (2)$$

В любом диэлектрике, поглощающем электромагнитную энергию, существует так называемый угол поглощения δ (угол диэлектрических потерь). Он дополняет до 90 градусов угол сдвига фаз φ между током и напряжением: $\varphi + \delta = 90$ градусов или $\varphi = 90$ градусов $-\delta$. Тогда выражение для косинуса угла сдвига с использованием формулы приведения можно будет представить в виде:

$$\cos\varphi = \cos(90 \text{ градусов} - \delta) = \sin\delta. \quad (3)$$

При малой величине угла можно считать, что его синус практически равен его тангенсу:

$$\sin\delta \approx \operatorname{tg}\delta, \quad (4)$$

где $\operatorname{tg}\delta$ – тангенс угла диэлектрических потерь, по величине которого принято оценивать свойства диэлектрических тел – чем его значение больше, тем сильнее диэлектрик нагревается в поле.

Таким образом, формулу (1) с учетом формул (2)–(4) для расчета Q (Вт/м³) можно записать в следующем виде:

$$Q = 2\pi\nu\varepsilon EE\cos\varphi = 2\pi\nu\varepsilon E^2\operatorname{tg}\delta.$$

В случае идеального диэлектрика, в котором полностью отсутствуют свободные заряды, состоящего исключительно из заряженных частиц, суммарный заряд которых равен 0, угол сдвига фаз φ составляет 90 градусов, т. е. $\delta = 0$, значит, и $Q = 0$, поэтому выделения тепла не происходит.

Становится понятно, что эффективность преобразования электромагнитной энергии в тепловую пропорциональна тангенсу угла диэлектрических потерь, диэлектрической проницаемости вещества, частоте поля и квадрату напряженности электрического поля в веществе. По величине получаемого эффекта выгоднее работать на возможно больших частотах, однако по мере проникновения в диэлектрик волна затухает, так как ее энергия переходит в теплоту: внутри объема достаточного уровня тепла не будет, а наружные слои будут испытывать перегрев, т. е. глубина проникновения L (м) обратно пропорциональна частоте поля ν (Гц): $L \approx 1/\nu$.

Большинство установок микроволнового нагрева функционирует на некой ком-промиссной частоте, составляющей 2450 МГц; также к разрешенным частотам для установок относится величина 915 МГц.

Обратим внимание, что тепловая энергия, выделяющаяся в диэлектрике, не зависит от его теплопроводности, что позволяет ускорить процесс микроволнового нагрева, по сравнению с другими его видами.

Конструкции установок микроволнового нагрева

Установки СВЧ-нагрева состоят из источника электромагнитной энергии (генератора) и рабочей камеры, связанных волноводами прямоугольного или коаксиального сечения, а также системы «загрузки–выгрузки». В качестве генераторов используют магнетроны (преобразователи потенциальной энергии электронов в энергию электромагнитных колебаний), а в отдельных случаях – клистроны (преобразователи кинетической энергии).

Установки могут быть периодического действия (камерные печи, когда термообрабатываемый материал нагревается в рабочей камере, оставаясь неподвижным или же вращаясь по кругу) или непрерывного действия (более производительные конвейерные установки с ленточными транспортерами, когда материал входит в рабочую камеру через одно устройство, перемещается вдоль рабочей камеры, нагреваясь до заданной температуры, и выгружается через другое устройство).

В зависимости от назначения микроволновые установки производят разной мощности – от малой (<0,5 кВт) до большой (>100 кВт). Маломощные установки могут быть бытовыми (например, для приготовления пищевых продуктов и разогрева блюд), среднемощные – лабораторными (для проведения различных научно-исследовательских работ), высокомощные – промышленного назначения (для технологических процессов в массовом производстве).

Некоторые установки используют бегущую волну и называются волноводными, а другие – стоячую волну и называются резонансными.

Конструктивные особенности систем загрузки и выгрузки материалов должны обеспечивать защиту обслуживающего персонала и окружающей среды от возможной утечки излучения, для чего требуется обязательное оснащение блокировкой, мгновенно выключающей подачу энергии в случае аварийной ситуации. Должно соблюдаться обеспечение заданного технологического режима в процессе эксплуатации и надежной работы генератора электромагнитных колебаний. Узкий по частоте спектр излучения магнетрона возбуждает относительно небольшое число видов колебаний. Увеличения их количества достигают одновременным использованием двух или нескольких магнетронов, а однородность нагрева улучшают применением различных «перемешивателей» электромагнитного поля и перемещением термообрабатываемого материала в камере [19, 26].

Основные области применения установок диэлектрического нагрева

Поскольку существует множество веществ, материалов и сред, способных к поглощению электромагнитной энергии СВЧ-диапазона, то этим и объясняется разнообразие областей применения установок диэлектрического нагрева. Первые из них появились за рубежом в 1930-х гг. и предназначались главным образом для сушки древесины. В нашей стране подобные устройства нашли применение на тридцать-сорок лет позже – в основном для термической обработки продуктов, содержащих воду.

В последние десятилетия более широкое распространение технологические процессы применения электромагнитного излучения получили в науке и в разных отраслях промышленности. Энергия СВЧ применяется все чаще для термической обработки материалов, изменения молекулярной структуры и фазового состава веществ. При выборе способа СВЧ-обработки часто решающее значение имеет возможность проведения избирательного нагрева.

Приведем несколько примеров применения современных микроволновых технологий: электронная техника; химическая промышленность – органический синтез, каталитические процессы, термообработка полимерных материалов, производство пластмасс, вулканизация резины; строительство – твердение бетона, размораживание и термоупрочнение грунта, производство кирпича и фанеры; сельское хозяйство – сушка зерна и семян, обработка почвы перед посевом; пищевая промышленность – сушка, пастеризация, размораживание, отверждение, стерилизация; медицина и фармацевтика – микроволновая радиометрия, экстракция, размораживание клеток и тканей, диатермия (глубокий прогрев подкожных тканей для снятия боли и ускорения заживления), микроволновая термоабляция злокачественных новообразований (локальное электромагнитное воздействие с разрушением опухолевой ткани), производство лекарств и стерилизация; микробиология (СВЧ-инактивация бактерий); текстильная и целлюлозно-бумажная промышленность; полиграфия; процессы переработки и утилизации бытовых полимерных отходов и другое [26–31].

Заключение

В следующей части статьи будут рассмотрены исследования в области применения энергии электромагнитного поля в производстве литых лопаток газотурбинных двигателей, направленные на увеличение интенсивности термообработки, ускорение проникновения излучения в глубину формы, экономию времени и расхода электроэнергии.

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

Список источников

1. Литье по выплавляемым моделям / под общ. ред. Я.И. Шкленника, В.А. Озерова. 3-е изд. М.: Машиностроение, 1984. 408 с.
2. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира, 2006. 1056 с.
3. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2012. 520 с.
4. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
5. Демонис И.М. Во все лопатки // Наука и жизнь. 2007. № 6. С. 40–44.
6. Коваленко Т.С. Дефект типа «пригар» на литых заготовках из жаропрочных никелевых сплавов (типа ЖС32) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). С. 14–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-14-22.
7. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А. Обзор перспективных высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлических материалов для производства газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). С. 30–41. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
8. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Демонис И.М., Фоломейкин Ю.И. Монокристаллические лопатки с транспирационным охлаждением для высокотемпературных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2003. № 1. С. 24–33.
9. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн. сб. / под ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 272 с.
10. Каблов Е.Н. С.Т. Кишкин и его вклад в развитие науки и материаловедения // Тр. Междунар. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». М.: ВИАМ, 2006. С. 5–11.
11. Форостович Т.Л., Нарский А.Р., Битюцкая О.Н. Удаление модельных композиций из оболочковых форм в производстве литых лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2026. № 2 (156). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-3-12.
12. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
13. Леушина Л.И., Леушин И.О., Кошелев О.С. Повышение эффективности выплавления в горячей воде парафиностеариновых моделей точного литья // Черные металлы. 2019. № 10. С. 38–42.
14. Способ СВЧ-термообработки керамических литейных форм: пат. 2312733 Рос. Федерация; заявл. 03.03.05; опубл. 20.12.07.
15. Гаранин В.Ф., Озеров В.А., Муркина А.С., Куренкова О.А. Выплавление моделей из оболочковых форм // Литейное производство. 1997. № 2. С. 16–19.

16. Углев Н.П., Пойлов В.З., Мерзляков К.С. и др. Об удалении модельных масс из керамических оболочек при литье по выплавляемым моделям // Литейное производство. 2015. № 3. С. 17–20.
17. Сапченко И.Г., Евстигнеев А.И., Костина Т.В. Особенности удаления моделей из оболочковых форм в ЛВМ // Литейное производство. 1999. № 2. С. 35–36.
18. Форостович Т.Л., Нарский А.Р., Битюцкая О.Н. Удаление модельных композиций из оболочковых форм с использованием бойлерклава // Труды ВИАМ. 2026. № 4 (158). С. 3–10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-3-10.
19. Селиванов Ю.А. СВЧ-энергия в процессах формообразования ЛВМ // Повышение качества и эффективности литья по выплавляемым моделям: материалы семинара. М.: МДНТП, 1989. С. 91–97.
20. Озеров В.А., Гаранин В.Ф., Муркина А.С. Выплавление модельных составов с использованием энергии сверхвысокочастотного нагрева // Повышение качества и эффективности литья по выплавляемым моделям: материалы семинара. М.: МДНТП, 1986. С. 108–110.
21. Каблов Е.Н., Демонис И.М., Деев В.В., Бондаренко О.А., Нарский А.Р. Технология удаления модельных масс из керамических форм для литья по выплавляемым моделям // Литейное производство. 2005. № 3. С. 12–14.
22. Нарский А.Р. Изготовление оболочковых форм с применением СВЧ энергии // Металлургия машиностроения. 2005. № 5. С. 40–44.
23. Захватов Ю.К., Рева И.Л., Подымов А.Н. Удаление модельных масс из керамических форм в поле токов высокой частоты // Авиационные материалы. М., 1981. Вып. 6: Прогрессивные процессы литья охлаждаемых лопаток / под ред. В.М. Степанова, В.Г. Чубарова. С. 76–80.
24. Гутько Ю.И., Войтенко В.В., Медведчук С.А. Экспериментальные исследования выплавления восковых моделей из гипсовых литейных форм микроволновым излучением // Наука молодых – будущее России: сб. ст. VII Всерос. науч.-практ. конф. Пенза: МЦНС «Наука и просвещение», 2024. С. 67–70.
25. Семенов А.С., Байбури В.Б. СВЧ-энергия и ее применение. Особенности, оборудование, технологические процессы. Саратов: Изд-во Саратовского ун-та, 1999. 116 с.
26. Архангельский Ю.С. Установки диэлектрического нагрева. СВЧ установки. Саратов: Саратов. гос. техн. ун-т, 2003. 344 с.
27. Княжевская Г.С., Фирсова М.Г., Килькеев Р.Ш. Высокочастотный нагрев диэлектрических материалов / под ред. А.Н. Шамова. 2-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1989. 64 с.
28. Современные проблемы применения СВЧ энергии: тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. / под ред. В.А. Сосунова. Саратов: Саратов. гос. техн. ун-т, 1993. 104 с.
29. Коломейцев В.А., Комаров В.В., Железняк А.Р. Микроволновые системы с равномерным объемным нагревом. Саратов: Саратов. гос. техн. ун-т, 2006. Ч. 2. 232 с.
30. Морозов О.Г., Самигуллин Р.Р., Насыбуллин А.Р. Микроволновые технологии в процессах переработки и утилизации бытовых полимерных отходов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2010. Т. 12. № 4 (3). С. 580–582.
31. Морозов С.М. Применение энергии микроволнового излучения в реализации и управлении технологических процессов. Вязьма, 2012. 305 с.

References

1. *Investment Casting*. Eds. Ya. I. Shklennik, V. A. Ozerov. 3rd ed. Moscow: Mashinostroenie, 1984, 408 p.
2. Repyakh S. I. *Technological Fundamentals of Investment Casting*. Dnepropetrovsk: Lira, 2006, 1056 p.
3. *History of Aviation Materials Science. VIAM – 80 Years: Years and People*. Ed. E. N. Kablov. Moscow: VIAM, 2012, 520 p.
4. Kablov E.N. *Cast Blades of Gas Turbine Engines. Alloys, Technologies, Coatings*. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.

5. Demonis I. M. At full speed. *Nauka i zhizn*, 2007, no. 6, pp. 40–44.
6. Kovalenko T.S. «Burned» type defect on cast billets of heat-resistant nickel alloys (type ZhS32). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 14–22. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 18, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-14-22.
7. Echin A.B., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A. Review of perspective high-temperature superalloys based on refractory non-metallic materials for production of gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 30–41. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 18, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
8. Kablov E.N., Svetlov I.L., Demonis I.M., Folomeikin Yu.I. Single-crystal blades with transpiration cooling for high-temperature gas turbine engines. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*, 2003, no. 1, pp. 24–33.
9. *Cast heat-resistant alloys. The effect of S.T. Kishkin: scientific and technical collection*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: Nauka, 2006, 272 p.
10. Kablov E.N. S.T. Kishkin and his contribution to the development of science and materials science. *Proceedings of the Int. sc. and tech. conf. «Scientific ideas of S.T. Kishkin and modern materials science»*. Moscow: VIAM, 2006, pp. 5–11.
11. Forostovich T.L., Narsky A.R., Bityutskaya O.N. Removal of model compositions from shell molds in the production of cast gas turbine engine blades. *Trudy VIAM*, 2026, no. 2 (156), pp. 134–151. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-3-12.
12. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
13. Leushina L.I., Leushin I.O., Koshelev O.S. Improving the Efficiency of Hot Water Melting of Paraffin-Stearin Precision Casting Patterns. *Chernye metally*, 2019, no. 10, pp. 38–42.
14. *Method for Microwave Heat Treatment of Ceramic Casting Molds*: pat. 2312733 Rus. Federation; appl. 03.03.05; publ. 20.12.07.
15. Garanin V.F., Ozerov V.A., Murkina A.S., Kurenkova O.A. Melting of Patterns from Shell Molds. *Liteynoe proizvodstvo*, 1997, no. 2, pp. 16–19.
16. Uglev N.P., Poilov V.Z., Merzlyakov K.S. et al. On the removal of pattern masses from ceramic shells during investment casting. *Liteynoe proizvodstvo*, 2015, no. 3, pp. 17–20.
17. Sapchenko I.G., Evstigneev A.I., Kostina T.V. Features of removing patterns from shell molds in investment casting machines. *Liteynoe proizvodstvo*, 1999, no. 2, pp. 35–36.
18. Forostovich T.L., Narsky A.R., Bityutskaya O.N. Removal of model compositions from shell molds using a boiler autoclave. *Trudy VIAM*, 2026, no. 4 (158), pp. 3–10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-3-10.
19. Selivanov Yu.A. Microwave energy in the processes of investment casting shaping. *Improving the quality and efficiency of investment casting: seminar materials*. Moscow: MDNTP, 1989, pp. 91–97.
20. Ozerov V.A., Garanin V.F., Murkina A.S. Melting of pattern compositions using microwave heating energy. *Improving the quality and efficiency of investment casting: seminar materials*. Moscow: MDNTP, 1986, pp. 108–110.
21. Kablov E.N., Demonis I.M., Deev V.V., Bondarenko O.A., Narsky A.R. Technology of removing pattern masses from ceramic molds for investment casting. *Liteynoe proizvodstvo*, 2005, no. 3, pp. 12–14.
22. Narsky A.R. Manufacturing of shell molds using microwave energy. *Metallurgiya mashinostroeniya*, 2005, no. 5, pp. 40–44.
23. Zakhvatov Yu.K., Reva I.L., Podymov A.N. Removal of model masses from ceramic molds in a high-frequency current field. *Aviation materials*. Moscow, 1981, is. 6: Progressive processes of casting cooled blades. Eds. V.M. Stepanov, V.G. Chubarov, pp. 76–80.

24. Gutko Yu.I., Voitenko V.V., Medvedchuk S.A. Experimental studies of melting wax models from plaster casting molds by microwave radiation. *Science of the young – the future of Russia: Coll. art. VII All-Rus. sc.-pract. conf.* Penza: MCNS «Science and education», 2024, pp. 67–70.
25. Semenov A.S., Baiburin V.B. *Microwave energy and its application. Features, equipment, technological processes.* Saratov: Publ. house of Saratov Univ., 1999, 116 p.
26. Arkhangelsky Yu.S. *Dielectric heating units. Microwave units.* Saratov: Saratov State Tech. Univ., 2003. 344 p.
27. Knyazhevskaya G.S., Firsova M.G., Kilkeev R.Sh. *High-Frequency Heating of Dielectric Materials.* Ed. A.N. Shamov. 2nd ed., rev. and add. Leningrad: Mashinostroenie, 1989, 64 p.
28. *Modern Problems of Microwave Energy Application: Abstract of Report of the Int. Sc. and Tech. Conf.* Ed. V.A. Sosunov. Saratov: Saratov State Tech. Univ., 1993, 104 p.
29. Kolomeitsev V.A., Komarov V.V., Zheleznyak A.R. *Microwave Systems with Uniform Volumetric Heating.* Saratov: Saratov State Technical University, 2006, part 2, 232 p.
30. Morozov O.G., Samigullin R.R., Nasybullin A.R. Microwave technologies in the processes of recycling and utilization of household polymer waste. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2010, vol. 12, no. 4 (3), pp. 580–582.
31. Morozov S.M. *Application of microwave radiation energy in the implementation and control of technological processes.* Vyazma, 2012, 305 p.

Информация об авторах

Форостович Татьяна Леонидовна, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

Tatyana L. Forostovich, Head of Production Area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 12.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.05.2026.
The article was submitted 12.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 14.05.2026

Научная статья

УДК 669.018.44:669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-51-67

ВЛИЯНИЕ МАКРОВОЛОКНА НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА КОЛЕЦ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Nb–Fe–Si–(O–C) МАРКИ VT46

О.С. Кашапов¹, А.Р. Кондратьева¹, С.А. Монин¹, В.С. Калашников¹

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

Аннотация. Исследованы усталостные свойства и трещиностойкость цельнокатанных колец из титанового сплава VT46 для авиационных двигателей. Установлено влияние макроструктурной неоднородности и направления макроволокна на механические характеристики. Показано, что при общей стабильности прочностных свойств наблюдается анизотропия усталостной долговечности и параметров роста трещин. Определены пороговые значения коэффициента интенсивности напряжений и оценены критические размеры дефектов. Сделан вывод о необходимости совершенствования технологии раскатки для повышения однородности структуры.

Ключевые слова: титановые сплавы, кольца, раскатка, макроструктура, усталостная долговечность, трещиностойкость, макроволокно, анизотропия

Для цитирования: Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Монин С.А., Калашников В.С. Влияние макроволокна на усталостные свойства колец из жаропрочного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Nb–Fe–Si–(O–C) марки VT46 // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 51–67. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-51-67.

Scientific article

INFLUENCE OF MACROFIBER ORIENTATION ON THE FATIGUE PROPERTIES OF RINGS MADE OF HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOY OF THE Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Nb–Fe–Si–(O–C) SYSTEM (grade VT46)

O.S. Kashapov¹, A.R. Kondratyeva¹, S.A. Monin¹, V.S. Kalashnikov¹

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

Abstract. The fatigue properties and crack resistance of solid-rolled rings made of VT46 titanium alloy were investigated. The influence of macrostructure inhomogeneity and microfiber orientation on mechanical properties was established. It was shown that despite the overall stability of strength properties, anisotropy of fatigue life and crack growth parameters is observed. There were determined threshold stress intensity factors, and were estimated critical defect sizes. It is necessary to enhance the rolling technology to improve structural homogeneity.

Keywords: titanium alloys, gas turbine engine rings, hot rolling, macrostructure, fatigue life, fracture toughness, macro texture, anisotropy

For citation: Kashapov O.S., Kondratyeva A.R., Monin S.A., Kalashnikov V.S. Influence of macrofiber orientation on the fatigue properties of rings made of heat-resistant titanium alloy of the Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Nb–Fe–Si–(O–C) system (grade VT46). *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 51–67. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-51-67.

Введение

Титановые сплавы занимают ключевое место среди конструкционных материалов для авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и способности работать при повышенных температурах [1]. Важное значение имеют кольцевые корпусные (статорные) элементы двигателя из титановых сплавов, применяемые в конструкции компрессоров, уплотнительных системах и несущих конструкциях двигателя [2]. Условия эксплуатации таких деталей характеризуются сочетанием высоких температур, циклических механических нагрузок, окислительных сред и строгих требований к размерной стабильности, что определяет необходимость комплексного подхода к выбору материалов, проектированию и технологиям производства [3–5]. Конструкционные элементы в виде колец в ГТД выполняют несколько функций, среди которых наиболее важной областью применения является уплотнение зазоров для предотвращения утечки газов между различными ступенями двигателя. В частности, широкое распространение получили W-образные металлические уплотнения, которые обеспечивают необходимую упругость конструкции и компенсацию термических деформаций [6]. В работах [6–8] и отечественных конструкторов показано, что эксплуатационная надежность таких уплотнительных элементов напрямую влияет на ресурс двигателя и безопасность полетов. При этом кольца работают в условиях высокотемпературного газового потока и циклических нагрузок, что приводит к необходимости проведения анализа усталостной долговечности. Применение конечно-элементного анализа позволяет оценить распределение напряжений и прогнозировать механическое поведение уплотнительных элементов [6]. Дополнительные исследования показали, что геометрическая оптимизация конструкции (в частности изменение угла раскрытия внешних элементов W-образного профиля) может существенно улучшить ее жесткость и повысить герметичность соединений [7]. Помимо уплотнительных функций, титановые кольца широко применяются как силовые элементы конструкций компрессоров. Они формируют сложные кольцевые сборочные единицы типа «блингов», которые в основном изготавливают из поковок [9]. В отечественной практике до настоящего времени применяют сборно-разборные конструкции с механическим креплением лопаток направляющего аппарата, при этом корпуса выполнены из цельнокатаных или сварных колец. С учетом существенно возросшего ресурса двигателей к таким элементам стали предъявлять высокие требования по прочности, в том числе к сопротивлению усталости, а также к однородности макро- и микроструктуры по сечению полуфабриката.

Выбор титанового сплава определяется температурой эксплуатации, уровнем механических нагрузок, требованиями к сопротивлению усталости и технологичности самого сплава [10, 11]. За рубежом наиболее распространенным в авиационной промышленности остается сплав Ti-6Al-4V, который составляет значительную долю от применяемых титановых сплавов преимущественно для компрессоров низкого давления, где рабочие температуры не превышают ~300 °C [12, 13]. В отечественном двигателестроении к таким материалам относятся сплавы BT6, OT4, OT4-1 и BT3-1. Для более умеренных температур за рубежом используются псевдо- α -сплавы, такие как Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242, США), Ti-8Al-1Mo-1V (Ti-811, США), или двухфазный ($\alpha + \beta$)-сплав Ti6246 [12, 14–16], а также перспективные высокопрочные near- β -титановые сплавы [17, 18]. Для максимальных температур (вплоть до 600 °C) используют псевдо- α -титановые сплавы IMI 834 и Ti-1100 [13, 16]. Среди отечественных сплавов для наружных корпусов компрессора чаще применяется псевдо- α -сплав BT20, а также двухфазные жаропрочные титановые сплавы BT8 и BT9 при температурах до 450–500 °C, для более высоких температур – псевдо- α -сплавы BT18U и BT41. Эти сплавы

обладают высоким пределом ползучести, высокими механическими свойствами при повышенных температурах и сопротивлением усталости. Благодаря этим особенностям такие материалы широко применяются при изготовлении деталей, в том числе колец, для ступеней компрессоров высокого давления [9, 13, 16]. В отдельную категорию следует выделить интерметаллидные сплавы γ -TiAl, которые рассматриваются как материалы нового поколения для горячих секций двигателей. Они обладают высокой удельной прочностью, хорошей стойкостью к окислению и ползучести, однако характеризуются ограниченной пластичностью при комнатной температуре [19–21].

При производстве колец из титановых сплавов требуется применение специализированных технологий, обеспечивающих точность размеров и требуемые механические свойства. Одна из наиболее перспективных технологий – Tru-Form, позволяющая получать кольца большой осевой ширины в виде цельных заготовок. С помощью этой технологии значительно сокращается объем механической обработки и повышается точность геометрических размеров [22]. Выбор технологии зависит от требований к форме изделия, допускам и механическим характеристикам [9, 10]. В последние годы активно развиваются аддитивные технологии производства, позволяющие получать сложные конструкции без применения традиционной оснастки. Эти технологии позволяют снизить массу конструкций и повысить эффективность двигателей [23], а циклические термические нагрузки в процессе аддитивного производства могут приводить к формированию более стабильной и однородной микроструктуры [24]. К современным способам получения кольцевых заготовок следует также отнести многослойную горячую компрессионную сварку [25], высокоэффективные процессы формообразования [26], безоправочную горячую раскатку [27], а для повышения эксплуатационных свойств деталей ГТД – методы электроspark-упрочнения и поверхностного модифицирования [28]. Тем не менее новые технологические решения для получения кольцевых заготовок не могут сравниться по бездефектности материала с традиционными способами получения заготовок методами горячей деформации. С этой же точки зрения для ресурсных изделий отдается предпочтение цельнокатаным или цельноштампованным кольцам, а не сварным.

Горячая раскатка колец – наиболее рациональный метод изготовления. Типичный технологический процесс изготовления таких колец предполагает постепенную горячую прокатку на специальных станах подготовленной кованой или штампованной заготовки с отверстием [29]. В процессе раскатки происходит постепенное формирование будущего профиля кольца между ведущим и опорными валками, которое из-за ограничения возможностей кольцераскатных станов имеет достаточно массивную форму по сравнению с кольцами, полученными по технологии Tru-Form [30]. При этом в процессе деформации производится контроль скорости вращения кольца, температуры в начале и в процессе деформации заготовки, коэффициента подачи и ширины оправки [31]. Именно эти параметры на завершающей стадии изготовления колец отвечают за определенное направление вытянутого макроволокна, которое, в свою очередь, является косвенным показателем наличия металлографической текстуры и одним из ключевых факторов, определяющих степень анизотропии механических свойств готовых колец.

Известно, что макроструктурная неоднородность предполагает наличие анизотропии механических свойств, характеристик механических свойств при растяжении и усталостной долговечности [32, 33]. Формирование макроструктуры и кристаллографической текстуры полуфабриката обусловлено в том числе особенностями гексагональной решетки α -фазы в титановых сплавах, имеющей ограниченное количество систем скольжения, так что важное значение в деформации имеет двойникование [34]. Осуществление многопроходной всесторонней ковки способствует измельчению

макрозерна и улучшению прочностных характеристик [35, 36], равно как и снижению анизотропии свойств [37]. Эти операции проводят, как правило, только на стадии первичнойковки слитков. Такие процессы позволяют получать материал с определенным уровнем качества, однако усталость, скорость роста усталостной трещины и прочность материала цельнокатаных колец, имеющих выраженную макроструктурную неоднородность в разных направлениях, не вполне изучены [38, 39]. Кольца в компрессорах работают в условиях сложного сочетания ползучести, усталостного воздействия и влияния окружающей среды. В работе [40] показано, что при высоких температурах существенное значение для развития трещин имеют процессы ползучести и окисления, а кристаллографическая текстура влияет на распространение усталостных трещин и устойчивость к разрушению [32, 33, 38]. Помимо проблем, касающихся свойств самого сплава, существует ряд технологических трудностей, возникающих при прокатке колец, среди которых существенным (помимо дефектов в результате деформации и их исключения) является неоднородное поле напряжений [41], приводящее к неоднородной обработке материала. В поверхностных и приповерхностных слоях деформированного кольца возникает трехосное напряженное состояние сжатия, в среднем слое наблюдается одноосное сжатие и двухосное растяжение, а положение максимальных напряжений зависит от распределения подачи за оборот в процессе раскатки [41].

Современные исследования во многом сосредоточены на разработке новых титановых сплавов с повышенными температурами эксплуатации и внедрении аддитивных технологий. Одновременно с этим на начальных этапах двигателя конструируются с помощью численного моделирования в CAD/CAM-системах, в которых необходимо закладывать параметры анизотропии свойств в тех или иных деталях. Так, для разработки конструкций современных двигателей широкое распространение получило внедрение цифровых двойников, разработку которых в настоящее время регламентирует ПНСТ 928–2024 «Компьютерные модели и моделирование. Цифровые двойники авиационных газотурбинных двигателей. Общие положения». В них также должны учитываться как структурные параметры материала, так и связанная с этим анизотропия свойств, а также возможная дефектность структуры и ее влияние на ресурс [42].

Цель данной работы – исследование малоциклового усталости и трещиностойкости (скорости роста трещины усталости – СРТУ) цельнокатаных колец из нового высокопрочного жаропрочного псевдо- α -сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Nb–Fe–Si–(O–C) марки ВТ46 разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [43] в зависимости от направления макроволокну в конечном полуфабрикате.

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

Материалы и методы

Выплавку слитка и изготовление колец проводили на промышленном оборудовании ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Для изготовления колец методом тройного вакуумно-дугового переплава выплавлен слиток сплава марки ВТ46 состава Ti–6Al–2Mo–2Zr–3Sn–Nb–V–(Si–Fe–C–O) диаметром 840 мм и массой 3,7 т. Ковку слитка проводили с понижением температур нагрева в однофазной β -области, изготовление ковального прутка (с промежуточным размером) – кузнечной протяжкой на прессах при температурах двухфазной области с однократной полной перекристаллизацией в однофазной β -области. Величина суммарного укова при деформации в β -области составила не менее 4,2, в ($\alpha + \beta$)-области – не менее 4,9. В данной работе под уковом понимается отношение начального и конечного квадрата площадей деформируемой заготовки. Далее деформацию мерных заготовок проводили осадкой в торец и раскаткой при температурах двухфазной области. При этом уков при осадке заготовки составил 5,2,

при раскатке на стане с учетом завершающей операции профилирования 1,7. Общий вид изменения заготовки от исходной до профилированного кольца и направление воздействия деформирующей силы при изготовлении представлены на рис. 1. Термическая обработка для колец из сплава ВТ46 заключалась в двухступенчатом отжиге – типовом режиме термической обработки для жаропрочных титановых сплавов.



Рис. 1. Изменение внешнего вида исходной заготовки до конечного кольца из сплава марки ВТ46

Исследования макроструктуры осуществляли на макротемплетах без использования специальных технических средств в состоянии после травления в водном растворе Кролля на основе фтористоводородной и азотной кислот. Анализ микроструктуры проводили при помощи оптического металлографического микроскопа с увеличением до $\times 1200$ на травленных микрошлифах.

В данной работе в качестве основных свойств колец (без привязки к макроволокну) представлены результаты испытаний при комнатной температуре на растяжение и ударную вязкость. Испытания на растяжение проводили на образцах с рабочей частью 5 мм на оборудовании и по методике из ГОСТ 1497–2023. Испытания на ударную вязкость проводили на образцах сечением 100 мм^2 с концентратором вида U на оборудовании и по методике из ГОСТ 9454–78. Общее количество образцов для испытаний на прочность и ударную вязкость составило по 5 шт. на каждый вид испытания.

Направления вырезки образцов и профиль цельнокатаного кольца из сплава ВТ46 представлены на рис. 2.

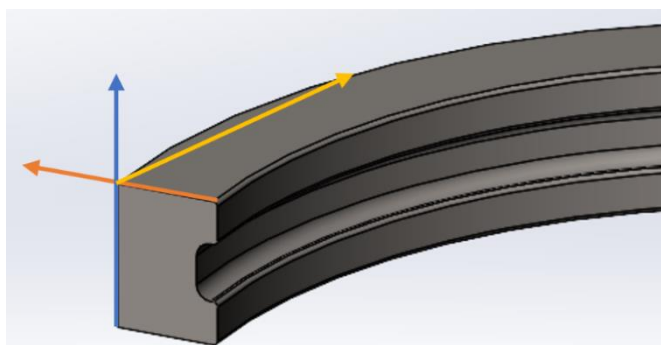


Рис. 2. Профиль цельнокатаного кольца из сплава ВТ46 и направления вырезки образцов: желтая стрелка – хордовое (тангенциальное), синяя стрелка – высотное, оранжевая стрелка – радиальное

Испытания на малоцикловую усталость проводили на оборудовании и по методике ГОСТ 25.502–78 на цилиндрических образцах с гладкой рабочей частью $\varnothing 5 \text{ мм}$

при частоте нагружения $f = 1$ Гц, коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$, в «мягком» цикле нагружения по схеме растяжения. Образцы для испытаний на малоцикловую усталость ориентировали во всех трех направлениях, как показано на рис. 2. Многоцикловую усталость определяли на образцах, вырезанных в хордовом направлении, с диаметром рабочей части 7,5 мм при частоте нагружения $f = 50$ Гц, коэффициенте асимметрии цикла $R = -1$ по схеме «чистый изгиб» по методике ГОСТ 25.502–78.

Испытания на СРТУ проводили на оборудовании и по методике ОСТ 1 92127–90 и ASTM E-399 с определением пороговых значений коэффициента интенсивности напряжений. Образцы для испытаний ориентированы во всех трех направлениях, которые указаны на рис. 2, таким образом, чтобы трещина распространялась соответственно в радиальном, высотном и хордовом направлениях.

Для оценки макроструктуры использовали универсальную 10-балльную шкалу ГОСТ 26492–85 «Прутки катаные из титана и титановых сплавов».

Результаты испытаний

Для оценки волокна и однородности макроструктуры колец подготовлены темплеты в радиальном и высотном сечениях так, что в область исследуемой плоскости темплетов попали все три направления последующей вырезки образцов для проведения испытаний на усталостную долговечность и трещиностойкость. Макроструктуры колец в радиальном и высотном направлениях представлены на рис. 3.

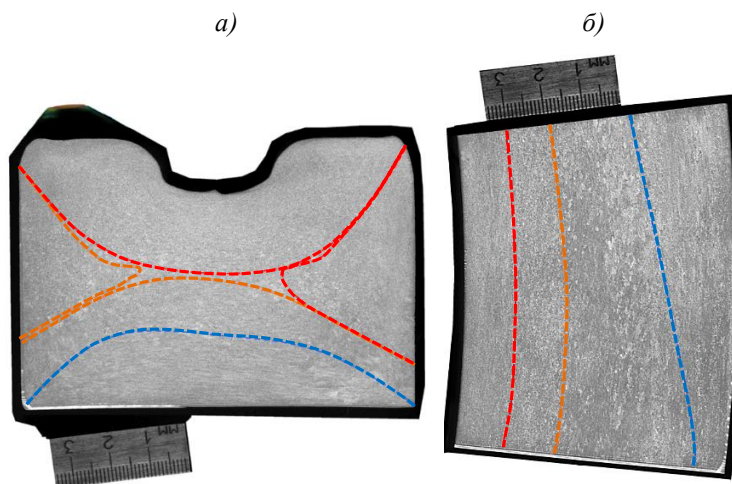


Рис. 3. Макроструктуры кольца из сплава ВТ46 в высотном (а) и радиальном (б) направлениях

Макроструктуры колец имеют матовую тональность без блестящих зерен и представлены в обеих плоскостях преимущественно зерном 4–6 балла с ярко выраженной ориентацией перпендикулярно действующим в процессе раскатки силам, что также свидетельствует о неоднородности напряженного состояния в процессе прокатки, как представлено в работе [41]. На рис. 3 пунктирными линиями отмечены области макроструктуры с отличающимися по балльности областями, при этом цвет линий означает области: где прошло наиболее сильное измельчение зерна (красные), менее сильное (оранжевые) и с явно выраженной волокнистой макроструктурой (синие).

Микроструктуры колец представлены на рис. 4 в радиальном, хордовом и высотном направлениях. Во всех трех направлениях микроструктура характеризуется наличием утолщенной межфазной границы между пластинчатыми колониями вторичной α -фазы и β -фазой и объемной долей первичной α -фазы на уровне 25 %.

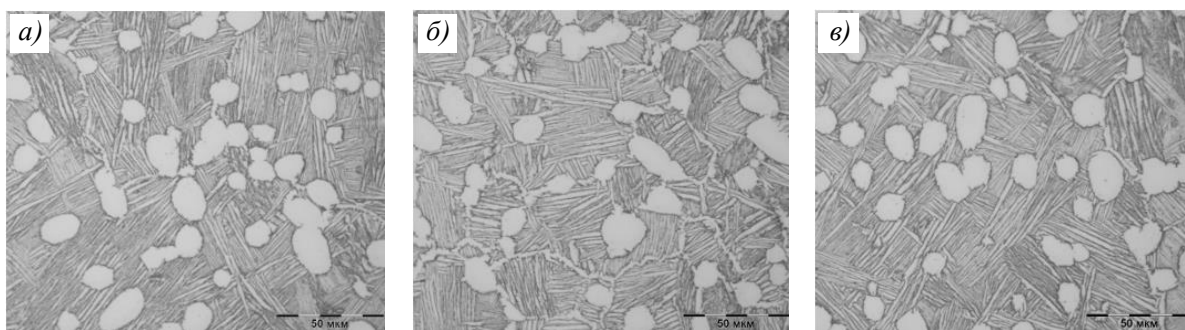


Рис. 4. Микроструктуры колец в радиальном (а), хордовом (б) и высотном (в) направлениях

На рис. 5 представлены средние значения по результатам испытаний на растяжение и ударную вязкость образцов, вырезанных из центральной части кольца и на периферии и ориентированных в хордовом направлении.

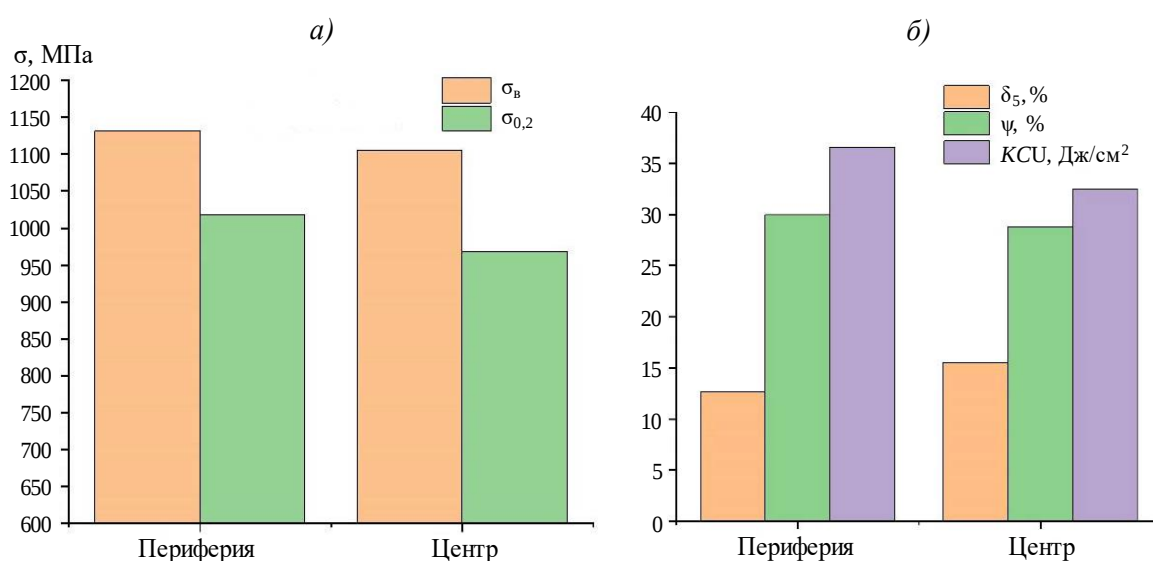


Рис. 5. Средние значения характеристик прочности (а), пластичности и ударной вязкости (б) материала колец из сплава ВТ46 в центральной части и на периферии в хордовом направлении

Результаты испытаний показывают, что существенные колебания по уровню механических свойств на периферии и в центре отсутствуют, однако следует отметить, что свойства образцов, вырезанных из периферийной части кольца, имеют несколько больший уровень прочности и ударной вязкости по сравнению с образцами из центральной части при практически одинаковом уровне пластичности.

На рис. 6 приведены результаты испытаний на малоцикловую усталость гладких цилиндрических образцов на базе 10^4 циклов. Все испытанные образцы в результате испытаний были разрушены.

На рис. 6 также отмечена область 95%-ной доверительной вероятности для аппроксимирующей кривой. Следует отметить, что, хотя и имеется незначительное отличие между пределами выносливости для трех направлений, в совокупности уровень усталостной долговечности составляет 1050 МПа с доверительной вероятностью 50 % в соответствии с ГОСТ 25.502–78. Область значений для всего объема испытанных образцов с учетом разброса для каждого уровня напряжений отмечена на рис. 6 черными пунктирными линиями.

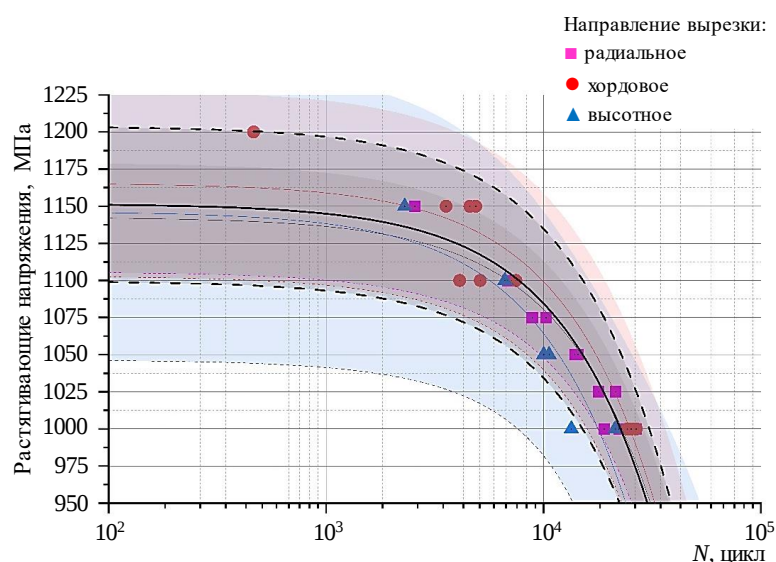


Рис. 6. Результаты испытаний на малоцикловую усталость гладких образцов материала кольца из сплава ВТ46 в радиальном, хордовом и высотном направлениях

Предел ограниченной выносливости материала колец составил 500 МПа на базе $2 \cdot 10^7$ циклов. Поскольку изготовить стандартные образцы, ориентированные в высотном и радиальном направлениях, не представлялось возможным ввиду малых габаритов кольца, оценить влияние макроволокна на характеристики малоциклового усталости однозначно невозможно, однако следует отметить, что достаточно большой разброс значений может быть косвенным показателем этого влияния.

В табл. 1 приведены результаты испытаний на трещиностойкость. Испытания подразумевали определение пороговых значений интенсивности напряжений в трех направлениях. Значения СРТУ на этапе развития трещины незначительно зависели от направления, что позволило определить с высокой точностью константы аппроксимирующей функции Пэриса. Тем не менее по результатам расчета констант зафиксирована разница по их величине. Так, для радиального направления средние значения констант C и n составили $3,28 \cdot 10^{-13}$ и 4,82, для высотного $1,66 \cdot 10^{-13}$ и 6,08 и для хордового $9,26 \cdot 10^{-13}$ и 4,18 соответственно.

Таблица 1

Характеристики трещиностойкости образцов материала кольца из сплава ВТ46

Характеристика	ΔK , МПа $\sqrt{м}$	$(dl/dN)10^6$, мм/цикл
Скорость роста усталостной трещины dl/dN при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$ при значениях размаха коэффициентов интенсивности напряжений ΔK	7	1,5
	10	8,4
	20	230,0
	30	1596,8
	40	4494,1
	50	23681,8
	60	90421,5
Константы функции Пэриса $dl/dN = C(\Delta K)^n$	C , (мм/цикл)/ МПа $\sqrt{м}$	$1,39 \cdot 10^{-13}$
	n	4,78
Пороговые значения интенсивности напряжений ΔK_{th} для образцов с направлением вырезки	Радиальное	7,27
	Высотное	4,59
	Хордовое	4,55

Восстановленные характеристики трещиностойкости в виде зависимостей функции Пэриса для трех направлений после определения порогового значения интенсивности напряжений представлены на рис. 7, приведены также зависимости трещиностойкости при проведении испытаний без определения порогового значения ΔK_{th} .

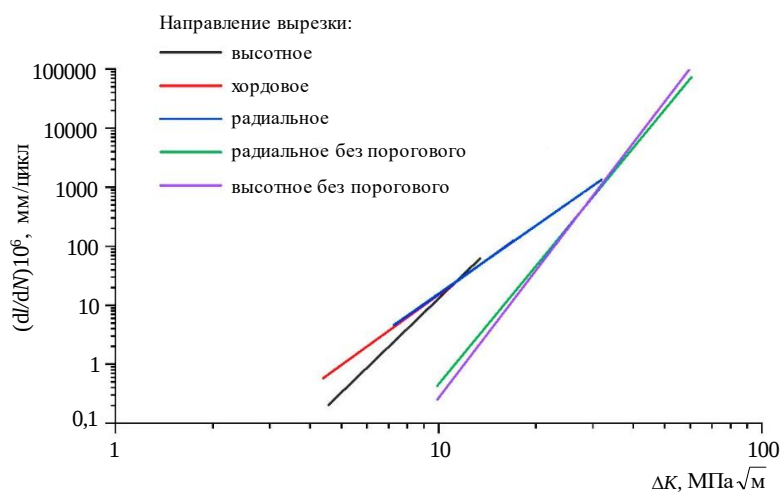


Рис. 7. Восстановленные характеристики трещиностойкости материала колец в условиях проведения испытаний с определением пороговых значений ΔK_{th} и без

Обсуждение результатов и заключения

Оценка влияния макроволокна на усталостные характеристики колец из титановых сплавов представляется достаточно трудоемкой и ограниченной задачей. Трудоемкость такой работы в первую очередь связана с необходимостью исследования микротекстурного состояния, которое возникает в процессе деформации при раскатке материала кольца, однако подобный анализ является очень локальным, а результаты могут отличаться в различных зонах из-за неоднородного поля деформаций при раскатке. С другой стороны, ограниченность такой работы связана с технологическими особенностями производства подобного рода полуфабрикатов. Так, при анализе макроструктуры на рис. 3 отчетливо видны области неоднородной деформации, которые привели к разноразмерности как по высоте (рис. 3, а – область за оранжевыми линиями), так и в середине кольца по диаметру (рис. 3, б – область между оранжевыми и синими линиями). Очевидно, что такая неоднородная макроструктура является результатом того, что в процессе раскатки кольца заготовка всегда лежит одной плоскостью на главном приводном валке. Так, например, опираясь на исследование макроструктуры при более точном подсчете размеров макрозерен и их ориентации, выделяют области на рис. 3, б, где размер макрозерна достигает до 1 мм, при этом в зависимости от области средний размер макрозерна находится в диапазоне от 500 до 600 мкм, а в областях с менее проработанной структурой – в диапазоне от 1000 до 1500 мкм. С учетом такого разброса подобную макроструктуру нельзя считать однородной и, как следствие, рассматривать полуфабрикаты, полученные путем раскатки с существенными величинами деформации, пригодными для изготовления наиболее ответственных роторных деталей. Вероятно, материал с описанным качеством вполне пригоден для изготовления уплотнительных или корпусных (статорных) колец. С целью повышения однородности макроструктуры материала необходимо разрабатывать и опробовать различные технологические методы и приемы (например – дробление деформации при раскатке с промежуточными подогревами заготовки, снижение величин деформации на операциях

раскатки и т. д.). Отдельного внимания заслуживают красные области на рис. 8, на котором приведено цветовое распределение степени изменения ориентации макроволокон относительно нейтральной линии.

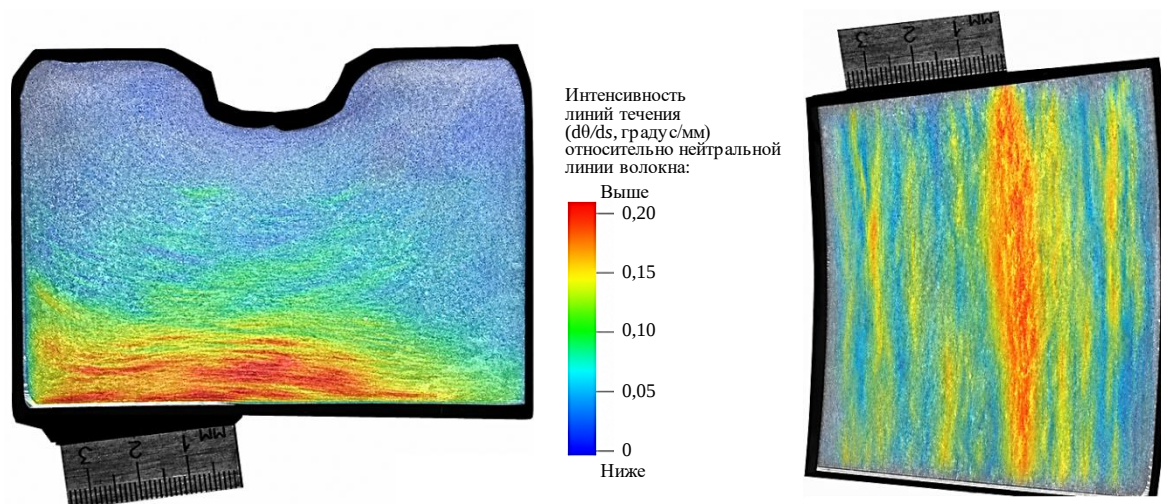


Рис. 8. Распределение ориентаций макроволокон по степени изменения угла отклонения θ в плоскости макротемплетов кольца из сплава ВТ46 (s – участок нейтральной линии)

Наличие крупных и непроработанных областей одновременно может свидетельствовать об отличной кристаллографической текстуре материала, сохранившейся от заготовки на этапе осадки, однако установить это возможно лишь путем поэтапного анализа макроструктуры на каждой операции горячей деформации до и после соответственно.

Полученные характеристики сопротивления усталости материала колец свидетельствуют о значительном влиянии макроволокон на пределы ограниченной выносливости. При анализе результатов исследований отдельно по каждому направлению с построением области значений, куда с вероятностью 0,95 попадут значения, полученные при дальнейших испытаниях, выделяются образцы, ориентированные в высотном направлении. Для них нижняя граница этой области при количестве циклов до разрушения 10^4 составляет 980 МПа, в то время как нижняя граница для хордового, высотного и общего для всей выборки направлений находится в диапазоне от 1025 до 1050 МПа. Если сопоставить эти результаты с ориентацией макроволокон, то станет понятно, что такой разброс значений связан с тем, что в рабочих частях образцов преобладали области с почти непроработанной структурой, сохранившейся с момента подготовки заготовки кольца под раскатку, а в образцах, ориентированных в радиальном и хордовом направлениях, преобладали области с хорошо проработанной макроструктурой с мелким размером зерна.

Наиболее чувствительными к макроволокну, его направлению и размеру зерен оказались испытания на трещиностойкость, при которых определены значения порогового коэффициента концентрации напряжений ΔK_{th} при снижении нагрузки и, как следствие, с предварительным образованием дефекта. Выращенный дефект увеличивается линейно при дальнейшем снижении коэффициента интенсивности напряжений ΔK . Этот коэффициент позволяет при известном значении предела ограниченной выносливости качественно оценить минимальный размер дефекта l_0 по формуле из работы [44] по модели, объясняющей диаграмму Китагавы–Такагаши с точки зрения

дефектно-ориентированного подхода, в котором сам дефект можно представить как пустоту (наподобие поры) или в случае усталостных испытаний – образование трещиноподобных дефектов:

$$l_0 = \frac{(\Delta K_{th}/\Delta\sigma_0)^2}{\pi},$$

где $\Delta\sigma_0$ – предел ограниченной выносливости при мало- или многоциклового усталости при единственном условии, когда характер нагружения материала соответствует схеме растяжения образца.

Однако сами эти расчеты всегда носят оценочный характер – например, в данном случае такие модели не учитывают наличие зеренной и/или многофазной структуры. Тем не менее расчет размеров трещин и данные для расчета представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты оценки минимального размера трещиноподобного дефекта для условий усталостного нагружения

Направление	ΔK_{th} , МПа $\sqrt{м}$	$\Delta\sigma_0$, МПа	l_0 , мкм	l_0 , мкм, при $\Delta\sigma_0 = 500$ МПа
Радиальное	7,27	1050	15,26	67,32
Высотное	4,59	1000	6,70	26,83
Хордовое	4,55	1050	6,98	26,37

На рис. 9 представлено изображение подобных дефектов на фоне микроструктуры кольца.

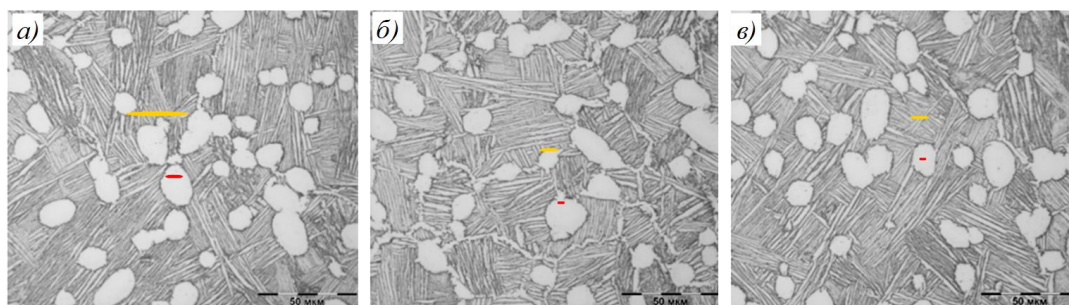


Рис. 9. Сопоставление структурных элементов и расчетных размеров дефектов для колец в радиальном (а), хордовом (б) и высотном (в) направлениях. Оранжевым цветом отмечены дефекты для условий многоциклового усталости, красным – для условий малоциклового усталости

В табл. 2 приведены размеры дефектов для напряжений, соответствующих пределу ограниченной выносливости при многоциклового усталости. Весьма приблизительно, с учетом результатов испытаний на многоциклового усталость по схеме чистый изгиб, можно оценить разницу в размере допустимого дефекта – в ~10 раз больше для этого уровня напряжений.

Таким образом, в данной работе представлены результаты исследований усталостной долговечности и трещиностойкости в зависимости от макроволокна. Основными характеристиками, для которых установлена наиболее высокая чувствительность к макроволокну и макроструктуре, явились малоциклового усталость и трещиностойкость – различия в значениях пороговых значений коэффициента интенсивности напряжений, которые привели к более чем в 2 раза меньшему размеру дефекта. Полученные результаты позволяют, с одной стороны, впервые всесторонне оценить

существующие технологии изготовления кольцевых заготовок методом прокатки на кольцераскатных станах типа RAW с точки зрения не только прочностных характеристик, но и сопротивления усталости, в том числе критического размера дефекта, сопоставимого с типичной микроструктурой. По результатам проведенных исследований становится очевидным, что для изготовления более ответственных деталей, где исходная форма заготовки могла бы быть кольцом, по технологии прокатки на кольцераскатных станах необходимо существенно дорабатывать существующую технологию для обеспечения более однородной макроструктуры и исключения появления непроработанных участков при горячей деформации. В последующих работах авторами данной статьи предполагаются испытания на усталость образцов с концентратором напряжений, при которых, вероятно, следует ожидать значительной анизотропии свойств.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ: ведущему инженеру П.В. Рыжкову и инженеру первой категории А.В. Несолонову, за неоценимый вклад в подготовку данной статьи и обсуждение результатов работы.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. № 31. С. 43–47.
2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7–17.
3. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Путырский С.В., Кочетков А.С., Зуева О.В. Современные технологии выплавки слитков титановых сплавов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 30–40. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40
4. Иноземцев А.А., Попова Д.Д., Абрамчук Т.В. и др. Исследование устойчивости авиационного двигателя ПД-14 к воздействию вулканического пепла // Вестник УГАТУ. 2022. Т. 26. № 2 (96). С. 60–70. DOI: 10.54708/19926502_2022_2629660.
5. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Заводов А.В. Предпосылки разработки нового малолегированного технологичного титанового сплава средней прочности с рабочей температурой до 400–450 °С, способного к упрочнению // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 33–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-33-50.
6. Chen X., Wang Y. Analysis of fatigue life in high temperature of W pattern sealing rings used in aircraft engine // Applied Mechanics and Materials. 2014. Vol. 496–500. P. 571–574. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.496-500.571.
7. Ding X.Y., Yu Q. The influence of performance of W-type metallic sealing ring with different outer arms open angle // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 971–973. P. 806–810. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.971-973.806.
8. England R. Development of a thin gauge metallic seal for gas turbine engine applications to 1700 F // 33rd Joint Propulsion Conference and Exhibit. 1997. DOI: 10.2514/6.1997-2871.
9. Honnorat Y. Issues and breakthrough in the manufacture of turboengine titanium parts // Materials Science and Engineering: A. 1996. Vol. 213. No. 1–2. P. 115–123. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10229-X.
10. Weaver M.J. Mechanical property requirements for aero gas turbine materials // Materials Science and Technology. 1987. Vol. 3. No. 9. P. 695–701. DOI: 10.1179/mst.1987.3.9.695.
11. Kear B.H., Thompson E.R. Aircraft gas turbine materials and processes // Science. 1980. Vol. 208. No. 4446. P. 847–856. DOI: 10.1126/science.208.4446.847.
12. Eylon D., Fujishiro S., Postans P.J., Froes F.H. High-temperature titanium alloys – a review // JOM. 1984. Vol. 36. No. 11. P. 55–62. DOI: 10.1007/BF03338617.

13. Kitashima T., Suresh K.S., Yamabe-Mitarai Y. Present stage and future prospects of development of compressor material // *Crystal Research and Technology*. 2015. Vol. 50. No. 1. P. 28–37. DOI: 10.1002/crat.201400156.
14. Saha B., Jana B., Yadav J.S. et al. Development and certification of Ti-8Al-1Mo-1V alloy for HP compressor blades for Adour engine applications // *Bulletin of Materials Science*. 1996. Vol. 19. No. 4. P. 661–669. DOI: 10.1007/BF02745158.
15. Max B., Alexis J., Larignon C., Perusin S. Titanium alloy Ti-6242 for high temperature structural application. Static and dynamic mechanical properties and impact of ageing // *MATEC Web of Conferences*. 2020. Vol. 321. Art. 11089. DOI: 10.1051/mateconf/202032111089.
16. Nishikiori S., Hattori H., Noda T., Okabe M., Isobe S. Application of heat-resistant titanium-based compressor disk with dual structure // *Materials Science and Engineering: A*. 1996. Vol. 213. No. 1–2. P. 124–127. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10257-4.
17. Matsumoto T. Development of near- β high strength Ti alloy Ti-5Al-2Sn-4Zr-3Cr-3Mo with superior fatigue crack growth properties // *Materials Science and Engineering: A*. 1996. Vol. 213. No. 1–2. P. 154–156. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10238-0.
18. Elrod C.W. Review of titanium application in gas turbine engines // *Turbo Expo*. 2003. Vol. 3. P. 649–656. DOI: 10.1115/GT2003-38862.
19. Szkliniarz W., Szkliniarz A. Fundamentals of manufacturing technologies for aircraft engine parts made of TiAl based alloys // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016. Vol. 61. No. 3. P. 1385–1390. DOI: 10.1515/amm-2016-0227.
20. Brotzu A., Felli F., Marra F. et al. Mechanical properties of a TiAl-based alloy at room and high temperatures // *Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34. No. 15. P. 1847–1853. DOI: 10.1080/02670836.2018.1491931.
21. Rugg D., Dixon M., Burrows J. High-temperature application of titanium alloys in gas turbines. Material life cycle opportunities and threats – an industrial perspective // *Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. No. 4–5. P. 536–541. DOI: 10.1080/09603409.2016.1184423.
22. Tru-Form – a breakthrough in aero engine ring technology // *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. 1987. Vol. 59. No. 8. P. 18–20. DOI: 10.1108/eb036488.
23. Gebisa A.W., Lemu H.G. Additive manufacturing for gas turbine engine components // *ASME Turbo Expo 2018: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*. 2018. DOI: 10.1115/GT2018-76686.
24. Wang H., Chao Q., Yang L. et al. Introducing transformation twins in titanium alloys: an evolution of α -variants during additive manufacturing // *Materials Research Letters*. 2021. Vol. 9. No. 3. P. 119–126. DOI: 10.1080/21663831.2020.1850536.
25. Sun M., Xu B., Xie B. et al. Leading manufacture of the large-scale weldless stainless steel forging ring: innovative approach by the multilayer hot-compression bonding technology // *Journal of Materials Science & Technology*. 2021. Vol. 71. P. 84–86. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.08.055.
26. Wang K., Wang L., Zheng K. et al. High-efficiency forming processes for complex thin-walled titanium alloys components: state-of-the-art and perspectives // *International Journal of Extreme Manufacturing*. 2020. Vol. 2. No. 3. Art. 032001. DOI: 10.1088/2631-7990/ab949b.
27. Imamura Y., Ikawa K., Motoyama K. et al. An experimental study for the development of mandrel-free hot-spinning for large size titanium alloy plate forming // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 2019. Vol. 141. No. 3. Art. 032501. DOI: 10.1115/1.4041161.
28. Denisov L.V., Boytsov A.G., Siluyanov M.V. Providing of operational properties for gas-turbine engine parts and assemblies using electrospark deposition // *Materials Science Forum*. 2020. Vol. 992. P. 574–579. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.992.574.
29. Yeom J.T., Kim J.H., Park N.K. et al. Ring-rolling design for a large-scale ring product of Ti-6Al-4V alloy // *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. Vol. 187–188. P. 747–751. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.11.042.
30. Kim K.J., Choi S.S., Hwang C.Y. et al. Ring-rolling process for manufacturing Ti-6Al-4V plane and profiled ring-products // *Advanced Materials Research*. 2007. Vol. 26–28. P. 429–432. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.26-28.429.

31. Chen D.C., You C.S., Guo M.W., Lai B.Y. Robust design of ring rolling process for titanium alloy using the Taguchi method and the finite element method // *Key Engineering Materials*. 2010. Vol. 450. P. 177–180. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.450.177.
32. Whittaker R., Fox K., Walker A. Texture variations in titanium alloys for aeroengine applications // *Materials Science and Technology*. 2010. Vol. 26. No. 6. P. 676–684. DOI: 10.1179/026708310X12635619988186.
33. Bache M.R., Evans W.J. Impact of texture on mechanical properties in an advanced titanium alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 319–321. P. 409–414. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)02034-7.
34. Won J.W., Kim D., Hong S.-G., Lee C.S. Anisotropy in twinning characteristics and texture evolution of rolling textured high purity alpha titanium // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. Vol. 683. P. 92–99. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.05.029.
35. Chouhan D.K., Biswas S. Microstructure and texture evolution during multi-direction forging of titanium // *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 44. P. 3102–3105. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.02.490.
36. Крохина В.А., Арисланов А.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Исследование закономерностей формирования структуры прутков из титанового сплава ВТ6 в зависимости от различных технологических схем изготовления // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). С. 36–44. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.04.2026). DOI: 10.18577/2071-9140-2023-0-4-36-44.
37. Li W., Chen Z., Liu J. et al. Rolling texture and its effect on tensile property of a near- α titanium alloy Ti60 plate // *Journal of Materials Science & Technology*. 2019. Vol. 35. No. 5. P. 790–798. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.10.032.
38. Shi X.-H., Zeng W.-D., Shi C.-L. et al. The effects of colony microstructure on the fatigue crack growth behavior for Ti–6Al–2Zr–2Sn–3Mo–1Cr–2Nb titanium alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 618. P. 247–253. DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.112.
39. Mendia L., Estensoro F.J., Mary C., Vogel F. Effect of combined cycle fatigue on Ti6242 fatigue strength // *Procedia Engineering*. 2011. Vol. 10. P. 1809–1814. DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.301.
40. Evans W.J., Jones J.P., Bache M.R. High-temperature fatigue/creep/environment interactions in compressor alloys // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 2003. Vol. 125. No. 1. P. 246–251. DOI: 10.1115/1.1498272.
41. Wang M. Comparison of evolution laws of stress and strain fields in hot rolling of titanium alloy large rings with different sizes // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. Vol. 21. No. 7. P. 1611–1619. DOI: 10.1016/S1003-6326(11)60904-7.
42. Краснов И.С., Ложкова Д.С., Далин М.А. Оценка дефектности заготовок из титановых сплавов для вероятностного расчета риска разрушения дисков газотурбинных двигателей в эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). С. 115–122. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
43. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -стабилизаторы // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
44. Murakami Y., Endo M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength // *International Journal of Fatigue*. 1994. Vol. 16. No. 3. P. 163–182. DOI: 10.1016/0142-1123(94)90001-9.

References

1. Kablov E.N. Materials and technology VIAM for «Aviadvigatel». *Permskie aviatsionnye dvigateli*, 2014, no. 31, pp. 43–47.
2. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
3. Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Putyrskiy S.V., Kochetkov A.S., Zueva O.V. Modern technologies for melting titanium alloy ingots (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 30–40. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 30, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40

4. Inozemtsev A.A., Popova D.D., Abramchuk T.V. et al. Study of the stability of the PD-14 aircraft engine to the effects of volcanic ash. *Vestnik UGATU*, 2022, vol. 26, no 2 (96), pp. 60–70. DOI: 10.54708/19926502_2022_2629660.
5. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Kalashnikov V.S., Za-vodov A.V. Prerequisites for the development of new low-alloyed technological medium strength titanium alloy with operating temperature up to 400–450 °C, capable of strengthening. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 33–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 30, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-33-50.
6. Chen X., Wang Y. Analysis of fatigue life in high temperature of W pattern sealing rings used in aircraft engine. *Applied Mechanics and Materials*, 2014, vol. 496–500, pp. 571–574. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.496-500.571.
7. Ding X.Y., Yu Q. The influence of performance of W-type metallic sealing ring with different outer arms open angle. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 971–973, pp. 806–810. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.971-973.806.
8. England R. Development of a thin gauge metallic seal for gas turbine engine applications to 1700 F. *33rd Joint Propulsion Conference and Exhibit*, 1997. DOI: 10.2514/6.1997-2871.
9. Honnorat Y. Issues and breakthrough in the manufacture of turboengine titanium parts. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 213, no. 1–2, pp. 115–123. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10229-X.
10. Weaver M.J. Mechanical property requirements for aero gas turbine materials. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3, no. 9, pp. 695–701. DOI: 10.1179/mst.1987.3.9.695.
11. Kear B.H., Thompson E.R. Aircraft gas turbine materials and processes. *Science*, 1980, vol. 208, no. 4446, pp. 847–856. DOI: 10.1126/science.208.4446.847.
12. Eylon D., Fujishiro S., Postans P.J., Froes F.H. High-temperature titanium alloys – a review. *JOM*, 1984, vol. 36, no. 11, pp. 55–62. DOI: 10.1007/BF03338617.
13. Kitashima T., Suresh K.S., Yamabe-Mitarai Y. Present stage and future prospects of development of compressor material. *Crystal Research and Technology*, 2015, vol. 50, no. 1, pp. 28–37. DOI: 10.1002/crat.201400156.
14. Saha B., Jana B., Yadav J.S. et al. Development and certification of Ti-8Al-1Mo-1V alloy for HP compressor blades for Adour engine applications. *Bulletin of Materials Science*, 1996, vol. 19, no. 4, pp. 661–669. DOI: 10.1007/BF02745158.
15. Max B., Alexis J., Larignon C., Perusin S. Titanium alloy Ti-6242 for high temperature structural application. Static and dynamic mechanical properties and impact of ageing. *MATEC Web of Conferences*, 2020, vol. 321, art. 11089. DOI: 10.1051/mateconf/202032111089.
16. Nishikiori S., Hattori H., Noda T., Okabe M., Isobe S. Application of heat-resistant titanium-based compressor disk with dual structure. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 213, no. 1–2, pp. 124–127. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10257-4.
17. Matsumoto T. Development of near- β high strength Ti alloy Ti-5Al-2Sn-4Zr-3Cr-3Mo with superior fatigue crack growth properties. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, vol. 213, no. 1–2, pp. 154–156. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10238-0.
18. Elrod C.W. Review of titanium application in gas turbine engines. *Turbo Expo*, 2003, vol. 3, pp. 649–656. DOI: 10.1115/GT2003-38862.
19. Szkliniarz W., Szkliniarz A. Fundamentals of manufacturing technologies for aircraft engine parts made of TiAl based alloys. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, vol. 61, no. 3, pp. 1385–1390. DOI: 10.1515/amm-2016-0227.
20. Brotzu A., Felli F., Marra F. et al. Mechanical properties of a TiAl-based alloy at room and high temperatures. *Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, no. 15, pp. 1847–1853. DOI: 10.1080/02670836.2018.1491931.
21. Rugg D., Dixon M., Burrows J. High-temperature application of titanium alloys in gas turbines. Material life cycle opportunities and threats – an industrial perspective. *Materials at High Temperatures*, 2016, vol. 33, no. 4–5, pp. 536–541. DOI: 10.1080/09603409.2016.1184423.
22. Tru-Form – a breakthrough in aero engine ring technology. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 1987, vol. 59, no. 8, pp. 18–20. DOI: 10.1108/eb036488.

23. Gebisa A.W., Lemu H.G. Additive manufacturing for gas turbine engine components. *ASME Turbo Expo 2018: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*, 2018. DOI: 10.1115/GT2018-76686.
24. Wang H., Chao Q., Yang L. et al. Introducing transformation twins in titanium alloys: an evolution of α -variants during additive manufacturing. *Materials Research Letters*, 2021, vol. 9, no. 3, pp. 119–126. DOI: 10.1080/21663831.2020.1850536.
25. Sun M., Xu B., Xie B. et al. Leading manufacture of the large-scale weldless stainless steel forging ring: innovative approach by the multilayer hot-compression bonding technology. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 71, pp. 84–86. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.08.055.
26. Wang K., Wang L., Zheng K. et al. High-efficiency forming processes for complex thin-walled titanium alloys components: state-of-the-art and perspectives. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2020, vol. 2, no. 3, art. 032001. DOI: 10.1088/2631-7990/ab949b.
27. Imamura Y., Ikawa K., Motoyama K. et al. An experimental study for the development of mandrel-free hot-spinning for large size titanium alloy plate forming. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2019, vol. 141, no. 3, art. 032501. DOI: 10.1115/1.4041161.
28. Denisov L.V., Boytsov A.G., Siluyanov M.V. Providing of operational properties for gas-turbine engine parts and assemblies using electrospark deposition. *Materials Science Forum*, 2020, vol. 992, pp. 574–579. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.992.574.
29. Yeom J.T., Kim J.H., Park N.K. et al. Ring-rolling design for a large-scale ring product of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 187–188, pp. 747–751. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.11.042.
30. Kim K.J., Choi S.S., Hwang C.Y. et al. Ring-rolling process for manufacturing Ti-6Al-4V plane and profiled ring-products. *Advanced Materials Research*, 2007, vol. 26–28, pp. 429–432. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.26-28.429.
31. Chen D.C., You C.S., Guo M.W., Lai B.Y. Robust design of ring rolling process for titanium alloy using the Taguchi method and the finite element method. *Key Engineering Materials*, 2010, vol. 450, pp. 177–180. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.450.177.
32. Whittaker R., Fox K., Walker A. Texture variations in titanium alloys for aeroengine applications. *Materials Science and Technology*, 2010, vol. 26, no. 6, pp. 676–684. DOI: 10.1179/026708310X12635619988186.
33. Bache M.R., Evans W.J. Impact of texture on mechanical properties in an advanced titanium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 319–321, pp. 409–414. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)02034-7.
34. Won J.W., Kim D., Hong S.-G., Lee C.S. Anisotropy in twinning characteristics and texture evolution of rolling textured high purity alpha titanium. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 683, pp. 92–99. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.05.029.
35. Chouhan D.K., Biswas S. Microstructure and texture evolution during multi-direction forging of titanium. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 3102–3105. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.02.490.
36. Krokhnina V.A., Arislanov A.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. Investigation of the regularities of the formation of the structure of rods made of titanium alloy VT6 depending on various technological schemes of manufacture. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 36–44. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 30, 2026). DOI: 10.18577/2071-9140-2023-0-4-36-44.
37. Li W., Chen Z., Liu J. et al. Rolling texture and its effect on tensile property of a near- α titanium alloy Ti60 plate. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, vol. 35, no. 5, pp. 790–798. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.10.032.
38. Shi X.-H., Zeng W.-D., Shi C.-L. et al. The effects of colony microstructure on the fatigue crack growth behavior for Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb titanium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 618, pp. 247–253. DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.112.
39. Mendia L., Estensoro F.J., Mary C., Vogel F. Effect of combined cycle fatigue on Ti6242 fatigue strength. *Procedia Engineering*, 2011, vol. 10, pp. 1809–1814. DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.301.

40. Evans W.J., Jones J.P., Bache M.R. High-temperature fatigue/creep/environment interactions in compressor alloys. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2003, vol. 125, no. 1, pp. 246–251. DOI: 10.1115/1.1498272.
41. Wang M. Comparison of evolution laws of stress and strain fields in hot rolling of titanium alloy large rings with different sizes. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, vol. 21, no. 7, pp. 1611–1619. DOI: 10.1016/S1003-6326(11)60904-7.
42. Krasnov I.S., Lozhkova D.S., Dalin M.A. Evaluation of deficiency of titanium alloy forgings for probabilistic calculation of gas turbine engine disks fracture risk. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 115–122. Available at: <https://journal.viam.ru> (accessed: April 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
43. Kablov E.N., Kashapov O.S., Medvedev P.N., Pavlova T.V. Study of a $\alpha + \beta$ -titanium alloy based on a system of Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -stabilizing alloying elements. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
44. Murakami Y., Endo M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, 1994, vol. 16, no. 3, pp. 163–182. DOI: 10.1016/0142-1123(94)90001-9.

Информация об авторах

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

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

Монин Сергей Алексеевич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 18.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.05.2026.
The article was submitted 18.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 21.05.2026.

Научная статья

УДК 621:678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-68-81

ВИБРОПОГЛОЩАЮЩИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АВИАЦИИ*

Часть 2. Влияние внешних факторов на демпфирующие свойства полимерных материалов в вязкоупругом состоянии

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

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

Аннотация. Проведен комплексный анализ факторов, определяющих вибропоглощающую способность полимеров в вязкоупругом состоянии. Проанализировано влияние температуры и частоты на релаксационные свойства полимеров, обосновано применение принципа температурно-временной эквивалентности для прогнозирования поведения материалов в широком частотном интервале. Для регулирования диссипативных свойств описаны такие стратегии модификации полимера, как комбинация нескольких полимеров, изменение фазовой структуры и наполнение полимера.

Ключевые слова: вязкоупругое состояние, вибропоглощение, демпфирование, диссипация, релаксация, вибродемпфирующие материалы, принцип температурно-временной эквивалентности, критерий Деборы

Для цитирования: Борисова Е.А., Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Морозова В.С., Мекалина И.В. Вибропоглощающие материалы для авиации. Часть 2. Влияние внешних факторов на демпфирующие свойства полимерных материалов в вязкоупругом состоянии // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 68–81. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-68-81.

Scientific article

VIBRATION ABSORBING MATERIALS FOR AVIATION

Part 2. The influence of external factors on damping properties of polymer materials in a viscoelastic state

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

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

Abstract. A comprehensive analysis of the factors determining the vibration-absorbing capacity of polymers in the viscoelastic state has been carried out. The influence of temperature and frequency on the relaxation properties of polymers has been studied, and the application of the time-temperature equivalence principle for predicting material behavior over a wide frequency range has been substantiated. To control dissipative properties, such polymer modification strategies as the combination of several polymers, the creation of the phase structure, and the reinforcement of the polymer with fillers are described.

Keywords: viscoelastic state, vibration absorption, damping, dissipation, relaxation, vibration-damping materials, temperature-time equivalence principle, Deborah criterion

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 3 (157), 2026.

For citation: Borisova E.A., Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Morozova V.S., Mekalina I.V. Vibration absorbing materials for aviation. Part 2. The influence of external factors on damping properties of polymer materials in a viscoelastic state. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 68–81. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-68-81.

Введение

Динамическая усталость материалов является одной из основных причин, ограничивающих ресурс работы конструкций в машиностроении (в авиастроении вибрации негативно влияют в первую очередь на обшивку корпуса, лопадки двигателя самолета, конструкции механизации крыльев и стабилизаторов) [1]. Для увеличения срока эксплуатации инженерных конструкций необходимо снизить их вибрации [2]. Активное развитие транспортного машиностроения, аэрокосмической отрасли и гражданского строительства приводит к повышению спроса на разработку вибропоглощающих материалов с более высокими демпфирующими свойствами [3]. В этом контексте особый интерес представляют полимерные и композиционные материалы, демонстрирующие высокий потенциал к диссипации механической энергии [4–6].

Основным инструментом для решения этой задачи являются полимерные материалы в вязкоупругом состоянии, которые при циклическом нагружении проявляют свойства как упругого твердого тела, так и вязкой жидкости. Их ключевая особенность заключается в способности возвращаться в исходное состояние после снятия нагрузки, но с заметной временной задержкой, что обеспечивает сопротивление последующим циклам вибрации. За счет этой особенности материалы в вязкоупругом состоянии предрасположены к необратимому рассеянию энергии при циклическом деформировании, что проявляется в виде гистерезисных потерь [7]. Демпфирующие характеристики полимеров в значительной степени зависят от внешних условий, прежде всего от температуры и частоты приложенной нагрузки, что требует тщательного анализа и учета при разработке вибропоглощающих материалов [8]. Понимание взаимосвязи между релаксационным поведением полимерной матрицы и ее диссипативной способностью позволяет эффективно управлять свойствами вибропоглощающих материалов.

Данное исследование представляет собой аналитический обзор, направленный на обобщение теоретических и практических принципов разработки вибропоглощающих материалов. Работа является второй частью цикла статей о вибропоглощающих материалах в авиации и посвящена систематизации сведений о влиянии внешних факторов на демпфирующие свойства, а также о современных стратегиях модификации полимеров.

Условие достижения максимального вибропоглощения

Полимерные материалы способны поглощать энергию, а следовательно, и вибрации за счет релаксационных процессов, происходящих в матрице. Для исследования релаксационных явлений применяют статические и динамические методы:

- метод релаксации напряжения – образец полимера деформируют на заданную величину, измеряя зависимость уменьшения напряжения от времени;
- метод ползучести – исследуют зависимость деформации, в том числе остаточной (пластической), от времени при постоянной или переменной нагрузке, в частности в области до предела текучести [9];
- метод ударной вязкости;
- метод циклической деформации.

Макромолекулы полимера за счет большой длины и конформационного энергетического барьера вращения сегментов обладают гибкостью и имеют рыхлую клубкообразную форму. Клубки макромолекул за счет очень малой плотности проникают друг

в друга, образуя флуктуационную сетку [9]. Приложение нагрузки к полимерному образцу инициирует два основных процесса: распад узлов флуктуационной сетки и ориентацию сегментов макромолекул в направлении растяжения [10]. Эти процессы обуславливают интенсивное увеличение напряжений. Если растяжение прекратить на определенной стадии, то в процессе обратного сокращения образца с той же скоростью перегруппировавшиеся узлы не успевают достигнуть полностью равновесного состояния в каждый момент времени. В результате напряжение при сокращении образца оказывается меньше, чем при растяжении, что приводит к формированию петли гистерезиса на диаграмме «напряжение–деформация», как показано на рис. 1 (между кривыми 1' и 3) [9].

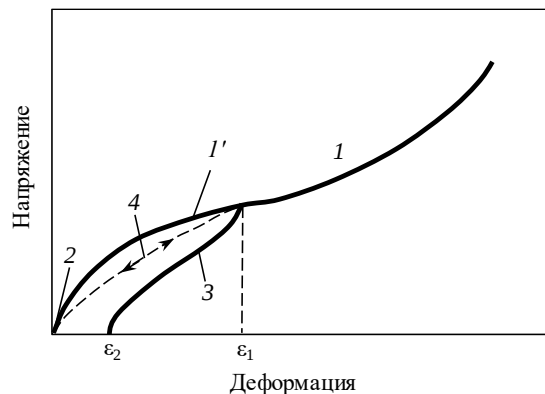


Рис. 1. Петля гистерезиса при напряжении и деформации: 1 – кривая для пространственно-сшитого полимера; 2 – состояние при очень большой скорости деформации; 1' – нагружение; 3 – разгрузка; 4 – нагружение и разгрузка в равновесных условиях; ε_1 , ε_2 – деформация в точке максимальной растяжения и после сокращения [9]

Площадь под кривой деформации соответствует работе, затраченной на деформацию. Разница между затраченной при растяжении и возвращенной при сокращении работами количественно равна площади петли гистерезиса и представляет собой рассеянную энергию. Потери механической энергии обусловлены внутренним трением между сегментами макромолекул и выделяются в виде тепла [9, 11].

Отсутствие петли гистерезиса наблюдается в случаях, когда релаксационные процессы при сокращении успевают пройти полностью. Это происходит при двух крайних режимах деформации [9]:

- при очень высоких скоростях деформации, когда узлы флуктуационной сетки не успевают распасться, а сегменты, сместившись незначительно из положения равновесия, легко возвращаются назад;

- при очень медленных (равновесных) деформациях, когда, несмотря на распад узлов и значительную ориентацию сегментов, благодаря большой продолжительности процесса все структурные элементы успевают вернуться в равновесное состояние.

Для простых релаксирующих систем скорость приближения к равновесию пропорциональна отклонению системы от равновесия. Рассмотрим релаксирующую систему с точки зрения изменения напряжений, тогда скорость перехода к равновесному состоянию пропорциональна напряжению:

$$\frac{d\sigma}{dt} = -\frac{1}{\tau}\sigma, \quad (1)$$

где σ – напряжение в образце; $d\sigma/dt$ – скорость релаксации напряжения; $1/\tau$ – коэффициент пропорциональности, зависящий главным образом от структуры и свойств исследуемой системы.

Решаем дифференциальное уравнение первого порядка с помощью разделения переменных и интегрирования (от 0 до t и от σ_0 до σ), в результате получаем:

$$\sigma = \sigma_0 e^{-t/\tau}. \quad (2)$$

Это уравнение помогает понять физический смысл параметра τ . Пусть $t = \tau$, тогда $\sigma = \sigma_0/e$, т. е. τ – время, за которое начальное напряжение уменьшилось в e раз. Константу τ принято называть временем релаксации.

Под действием напряжения σ в материале возникает деформация

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{эл}} + \varepsilon_{\text{вязк}} \Rightarrow \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\varepsilon_{\text{эл}}}{dt} + \frac{d\varepsilon_{\text{вязк}}}{dt}, \quad (3)$$

где $\varepsilon_{\text{эл}}$ – упругая (эластическая) деформация; $\varepsilon_{\text{вязк}}$ – пластическая (вязкая) деформация.

Простейшей моделью, описывающей поведение вязкоупругого тела, является модель Максвелла. Данная модель представляет собой последовательное соединение двух элементов: идеально упругой пружины и поршня в идеальной вязкой жидкости, для которых характерны полностью обратимая и полностью необратимая деформация соответственно. Упругие свойства пружины характеризуются модулем упругости E , а жидкость в поршне – коэффициентом динамической вязкости μ .

Упругая деформация в пружине определяется по закону Гука:

$$\varepsilon_{\text{эл}} = \frac{1}{E} \sigma, \quad (4)$$

а скорость нарастания деформации – по формуле

$$\frac{d\varepsilon_{\text{эл}}}{dt} = \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt}. \quad (5)$$

Вязкая деформация определяется по закону Ньютона, согласно которому чем больше напряжение, тем больше скорость течения $\dot{\gamma}$:

$$\sigma = \mu \dot{\gamma} = \mu \frac{d\varepsilon_{\text{вязк}}}{dt} \Rightarrow \frac{d\varepsilon_{\text{вязк}}}{dt} = \frac{\sigma}{\mu}. \quad (6)$$

В соответствии с уравнением (3) получено общее уравнение деформации вязкоупругого тела:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{\sigma}{\mu}. \quad (7)$$

В случае релаксации напряжения деформация постоянна ($\varepsilon = \text{const}$), а значит, $d\varepsilon/dt = 0$. Тогда уравнение (7) будет выглядеть следующим образом:

$$0 = \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{\sigma}{\mu} \quad \text{или} \quad \frac{d\sigma}{dt} = -\frac{E}{\mu} \sigma. \quad (8)$$

Сравнив уравнения (1) и (8), получим

$$\tau = \frac{\mu}{E}. \quad (9)$$

В случае вибрации происходят многократные циклические колебания деформации, запишем выражение для деформации, которая меняется во времени:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 e^{i\omega t}, \quad (10)$$

где ω – циклическая частота колебания деформации; ε_0 – амплитуда деформации.

Следовательно, скорость деформации выражается следующим уравнением:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = i\omega \varepsilon_0 e^{i\omega t}. \quad (11)$$

Подставим уравнение (11) в выражение (7):

$$\frac{d\sigma(t)}{dt} + \frac{E}{\mu} \sigma(t) = iE\omega \varepsilon_0 e^{i\omega t}. \quad (12)$$

Зависимость (12) выражает линейную вязкоупругость, напряжение прямо пропорционально деформации. Это справедливо и для переменных во времени напряжения и деформации, когда коэффициент пропорциональности (комплексный модуль упругости E^*) зависит от частоты $i\omega$:

$$\sigma(t) = E^*(i\omega) \varepsilon(t). \quad (13)$$

Подставим выражение (10) в формулу (13):

$$\sigma(t) = E^*(i\omega) \varepsilon_0 e^{i\omega t}. \quad (14)$$

Возьмем производную от $\sigma(t)$ по времени и, используя выражение (11), получим:

$$\frac{d\sigma}{dt} = E^*(i\omega) \frac{d\varepsilon}{dt} = E^*(i\omega) i\omega \varepsilon_0 e^{i\omega t}. \quad (15)$$

Подставим выражения (14) и (15) в уравнение (12):

$$E^*(i\omega) i\omega \varepsilon_0 e^{i\omega t} + \frac{E}{\mu} E^*(i\omega) \varepsilon_0 e^{i\omega t} = iE\omega \varepsilon_0 e^{i\omega t}. \quad (16)$$

Сократим уравнение (16) и выразим из него $E^*(i\omega)$:

$$E^*(i\omega) = \frac{i\omega \mu E}{i\omega \mu + E}. \quad (17)$$

Умножим числитель и знаменатель выражения (17) на разность $E - i\mu\omega$ и выделим из полученного выражения две части – действительную и мнимую:

$$E^*(i\omega) = \frac{i\omega \mu E}{i\omega \mu + E} \cdot \frac{E - i\mu\omega}{E - i\mu\omega} = \frac{\mu^2 \omega^2 E + iE^2 \mu \omega}{E^2 + \mu^2 \omega^2} = \frac{\mu^2 \omega^2 E}{E^2 + \mu^2 \omega^2} + i \frac{E^2 \mu \omega}{E^2 + \mu^2 \omega^2}. \quad (18)$$

Из уравнения (18) следует, что

$$E'(i\omega) = \frac{\mu^2 \omega^2 E}{E^2 + \mu^2 \omega^2}, \quad (19)$$

$$E''(i\omega) = i \frac{E^2 \mu \omega}{E^2 + \mu^2 \omega^2}. \quad (20)$$

Выражение (20) соответствует модулю потерь. Найдем максимальные потери, для этого возьмем производную от E'' по ω и приравняем ее к нулю:

$$\frac{dE''(i\omega)}{d\omega} = \frac{E^2 \mu (E^2 + \mu^2 \omega^2) - E^2 \mu \omega (2\mu^2 \omega)}{(E^2 + \mu^2 \omega^2)^2} = \frac{E^2 \mu (E^2 - \mu^2 \omega^2)}{(E^2 + \mu^2 \omega^2)^2} = 0 \Rightarrow E^2 - \mu^2 \omega^2 = 0 \Rightarrow \omega = \frac{E}{\mu}. \quad (21)$$

Подставим выражение (21) в уравнение (20):

$$E'' = i \frac{E^3}{E^2 + E^2} = i \frac{E}{2}. \quad (22)$$

Максимум потерь достигается при $\omega = E/\mu$ и $E'' = 0,5E$, на рис. 2 приведена зависимость компонентов модуля упругости от частоты. Значение E' показывает, сколько энергии полимер накапливает при заданной деформации, а потом возвращает при разгрузке; E'' – сколько энергии необратимо потрачено в одном цикле деформации.

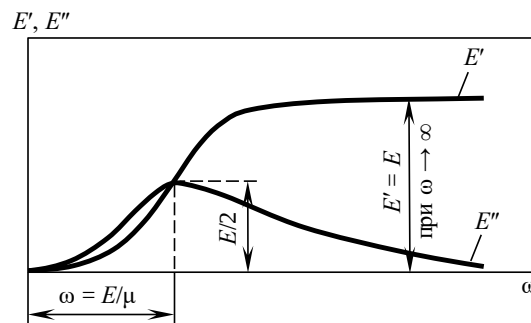


Рис. 2. Зависимости компонентов модуля упругости E от частоты: E' – динамический модуль упругости; E'' – модуль потерь; μ – коэффициент динамической вязкости; ω – циклическая частота

Частота – величина обратная времени, т. е. $\omega = 1/t = E/\mu \Rightarrow t = \mu/E$, следовательно, максимальные потери достигаются при времени деформации $t = \mu/E$. Согласно выражению (9), $\mu/E = \tau$. Таким образом, максимальные гистерезисные потери достигаются при $t = \tau$.

Для описания механических свойств полимера ключевое значение имеет соотношение между временем релаксации материала τ и временем действия внешней силы t . Это соотношение характеризуется критерием Деборы: $D = \tau/t$ [7]. Гистерезисные потери достигают максимума, когда время цикла деформации соизмеримо со временем релаксации материала, т. е. при $t \approx \tau$ и $D \approx 1$ [11, 12].

Демпфирующие свойства изделия зависят как от химической природы материала, которая определяет время релаксации τ , так и от частоты воздействия внешней силы. С помощью критерия Деборы D можно проанализировать взаимосвязь внешних и внутренних факторов, влияющих на демпфирующие свойства полимера, и спрогнозировать поведение полимера в разных условиях [9].

Влияние температуры и частоты на демпфирующие свойства полимерных материалов в вязкоупругом состоянии.

Принцип температурно-временной эквивалентности

Время релаксации τ определяется подвижностью кинетических сегментов макромолекул, которая имеет термически активируемую природу. Зависимость времени релаксации от температуры экспоненциальна и в первом приближении описывается уравнением Эйринга–Френкеля [9]:

$$\tau = \tau_0 e^{U/RT}, \quad (23)$$

где U – энергия активации процесса релаксации; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; τ_0 – постоянная (теоретическое время релаксации при бесконечно высокой температуре).

В случае гармонического нагружения время воздействия t связано с циклической частотой ω соотношением

$$t = 1/\omega. \quad (24)$$

Подставим уравнения (23) и (24) в выражение для критерия Деборы:

$$D = \frac{\tau}{t} = \omega \tau_0 e^{U/RT}. \quad (25)$$

Уравнение (25) показывает, что зависимость критерия Деборы от температуры экспоненциальная, а от частоты – линейная.

Температура выступает ключевым внешним параметром, определяющим механическое состояние полимера и его демпфирующую способность [13]. На рис. 3, а схематически представлены термомеханические кривые, иллюстрирующие зависимость динамического модуля упругости E' и коэффициента демпфирования η от температуры при постоянной частоте.

На рис. 3, а можно выделить четыре характерные области [8]:

- стеклообразное состояние – высокое значение E' и низкие значения η , с увеличением температуры E' незначительно уменьшается;
- переходная (переход из стеклообразного в высокоэластическое состояние) – уровень E' резко снижается на несколько порядков, а значение η достигает максимума, что соответствует наиболее эффективному демпфированию. Температура максимума потерь близка к температуре стеклования T_g ;
- высокоэластическое состояние – значения E' и η стабилизируются на относительно низких уровнях, слабо зависящих от температуры;
- вязкотекучее состояние – уровень E' вновь резко снижается, а величина η может демонстрировать вторичное увеличение для термопластов и стекловидных эмалей.

Частота нагружения оказывает качественно аналогичное влияние (рис. 3, б). Повышение частоты приводит к монотонному увеличению динамического модуля упругости E' . Коэффициент демпфирования возрастает при увеличении частоты в эластичной области, достигает пика в переходной зоне и снижается в стеклообразном состоянии [14].

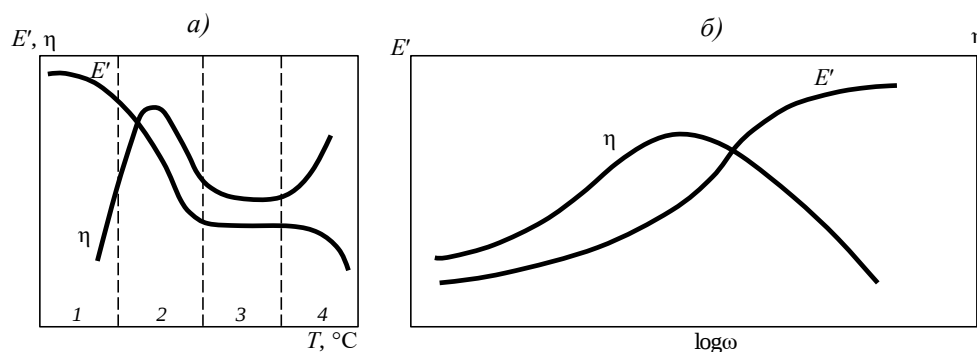


Рис. 3. Зависимости динамического модуля упругости E' и коэффициента демпфирования η от температуры T (а) и частоты колебаний ω (б) [14]: 1 – область стеклообразного состояния; 2 – переходная область; 3 – область высокоэластического состояния; 4 – область вязкотекучего состояния

Важно отметить, что повышение частоты вызывает изменения механических и демпфирующих характеристик, аналогичные изменениям, протекающим при снижении температуры, что подчеркивает глубокую фундаментальную связь временных и температурных эффектов в релаксационных процессах [9, 15].

Обобщение этих зависимостей иллюстрирует рис. 4, на котором представлены зависимости деформации ε и коэффициента демпфирования η от температуры при различных частотах (или от частоты при различных температурах).

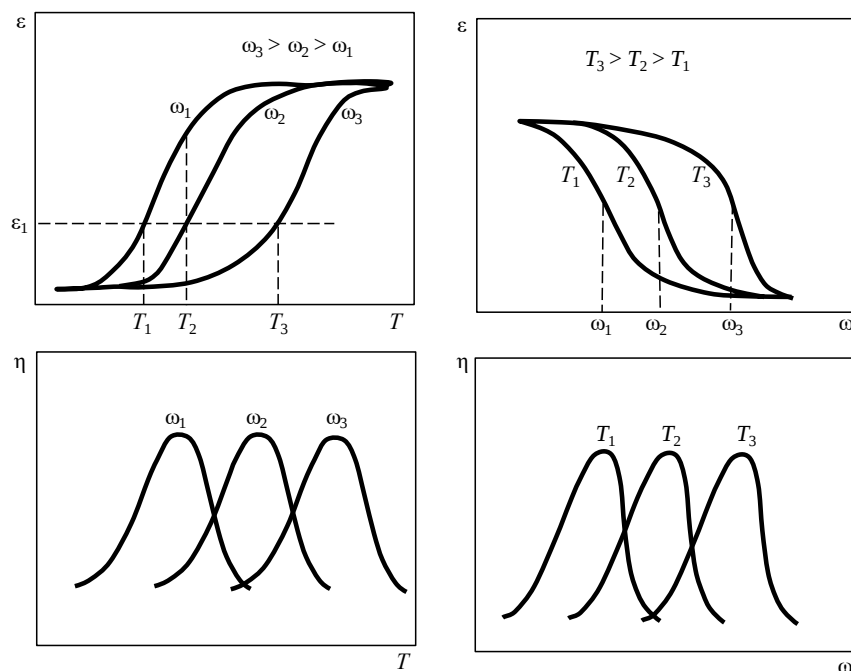


Рис. 4. Изменение амплитуды деформации ε и коэффициента демпфирования η от частоты ω и температуры T [9]

Анализ показывает, что повышение частоты нагружения (с ω_1 до ω_2) смещает релаксационный переход (зона максимального η или резкого снижения E') в область более высоких температур (с T_1 до T_2) [9]. Это объясняется тем, что при большей частоте сегментам полимерной цепи требуется более высокая термическая подвижность (достигаемая при увеличении температуры) для успешной реориентации за сократившийся период цикла нагрузки [9, 16].

Наблюдаемая симметрия и взаимное соответствие кривых, полученных при варьировании температуры и частоты, являются прямым следствием принципа температурно-временной эквивалентности [11, 17]. Согласно этому принципу, одинаковые механические состояния материала могут быть достигнуты изменением как температуры, так и времени цикла нагрузки (частоты) [18]. Это позволяет строить обобщенные релаксационные или резонансные кривые и предсказывать поведение материала в широком диапазоне времени или частот по данным, полученным в ограниченном интервале [19].

Построение обобщенной кривой осуществляется в рамках метода приведенных переменных [20]. Одна из изотермических кривых, соответствующая произвольно выбранной базовой (приведенной) температуре $T_{пр}$, принимается за опорную. Кривые, полученные при других температурах, сдвигаются относительно нее по оси частот на величину логарифма температурного коэффициента сдвига $\log a_T$. Выбор $T_{пр}$ не является строго фиксированным, однако на практике часто используют температуру, близкую к температуре стеклования материала или превышающую ее на $\sim 50^\circ\text{C}$ [21, 22].

Применимость метода температурно-временной эквивалентности демонстрируют экспериментальные данные. Например, для композиционных материалов на основе

поливинилацетата показано, что изменение частоты с 1 до 10 Гц смещает релаксационные характеристики в область более высоких температур на величину $\Delta T \approx 6-7^\circ\text{C}$, а изменение с 10 до 100 Гц – на $\Delta T \approx 8-9^\circ\text{C}$ [16, 23]. Такие сдвиги согласуются с принципом температурно-временной эквивалентности и подтверждают возможность прогнозирования свойств материалов в расширенных частотных диапазонах на основе ограниченного набора изотермических измерений.

Зависимость демпфирующих свойств материалов в вязкоупругом состоянии от амплитуды циклической деформации

Зависимость демпфирующих свойств полимеров от амплитуды циклических деформаций аналогична их зависимости от температуры. Зависимости динамического модуля упругости и коэффициента демпфирования от амплитуды деформации представлены на рис. 5.

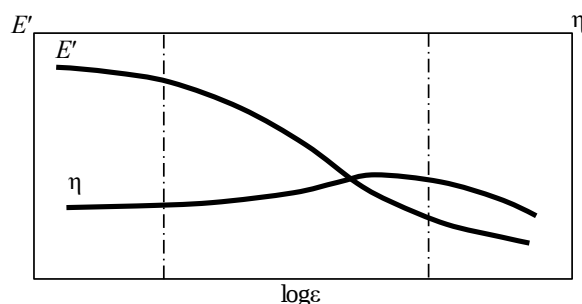


Рис. 5. Зависимости динамического модуля упругости E' и коэффициента демпфирования η от амплитуды деформации ε [14]

Динамический модуль упругости уменьшается при возрастании амплитуды колебаний. Коэффициент демпфирования сначала возрастает до максимального значения, а затем уменьшается с повышением амплитуды колебаний.

Комбинирование демпфирующих материалов

Традиционные гомополимеры, статистические сополимеры и термодинамически совместимые смеси полимеров характеризуются высокими коэффициентами демпфирования, однако обладают относительно узким диапазоном времени релаксации [24]. Это приводит к интенсивному, но локализованному поглощению колебательной энергии в узких интервалах температур и частот, что является принципиальным ограничением их применения в качестве демпфирующих материалов [24, 25]. В связи с этим актуальной задачей является разработка подходов к расширению рабочего температурно-частотного диапазона при сохранении высокой диссипативной способности. С этой целью используют макро- (конструкционный) и микроскопический (морфологический) подходы.

Наиболее простым методом расширения температурно-частотного диапазона является создание композиционных систем из полимерных материалов, пики демпфирования которых расположены в различных температурных областях (конструкционный подход) [14]. Эффективность такого подхода подтверждается расчетами, показывающими расширение температурно-частотного диапазона для комбинации двух термопластов с различающимися температурами максимумов потерь, как показано на рис. 6, а [26]. Конструктивная реализация может включать как многослойное («сэндвич») расположение материалов, так и их рациональное пространственное распределение по демпфируемой поверхности с учетом геометрических параметров конструкции [27].

Альтернативной стратегией является изменение фазовой и/или химической структуры полимера (морфологический подход). Изменить фазовую структуру полимера можно с помощью создания в объеме одного материала микрогетерогенной структуры с несколькими релаксационными переходами, что приводит к расширению спектра времени релаксации, как показано на рис. 6, б [8, 25]. К традиционным методам формирования такой морфологии относятся: смешение химически несоединимых полимеров, комбинирование двух или более сетчатых полимеров с образованием взаимопроникающих полимерных сеток, синтез блок-сополимеров [25, 28], пластификация (введение низкомолекулярных пластификаторов) или химическое сшивание макромолекулярных цепей. Кроме того, перспективным направлением модификации полимерной матрицы является введение дисперсных наполнителей [29, 30], которые способствуют повышению температуры стеклования композитов и смещению пиков демпфирующих свойств полимера в сторону более высоких температур [31, 32].

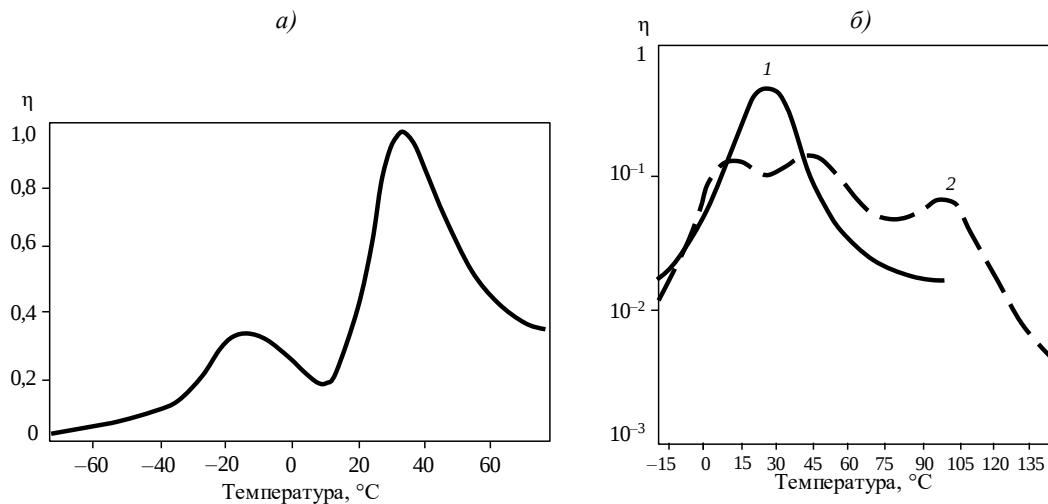


Рис. 6. Влияние модификации материалов на коэффициент демпфирования η различных полимерных композиций при использовании макро- (а) [26] и микроскопического (б) [14] подходов: 1 – однородный материал; 2 – полимерная смесь

Выбор стратегии модификации вибропоглощающих материалов определяется требованиями к рабочим температурно-частотным диапазонам и необходимому уровню диссипации энергии в конкретных условиях эксплуатации.

Заключения

Эффективность вибропоглощения полимерных материалов определяется фундаментальным соотношением между временем релаксации материала τ и характерным временем внешнего воздействия t . Максимальная диссипация энергии наблюдается при совпадении этих параметров ($t \approx \tau$), когда критерий Деборы $D = \tau/t \approx 1$, что объясняет критическую зависимость демпфирующих свойств от температуры и частоты нагружения.

Основными внешними факторами, влияющими на диссипативные свойства полимерных материалов, являются температура и частота внешнего воздействия. Показано, что зависимость критерия Деборы от температуры экспоненциальная, а от частоты – линейная.

Принцип температурно-временной эквивалентности является эффективным инструментом для прогнозирования демпфирующих характеристик в широком эксплуатационном диапазоне. Он позволяет моделировать поведение материала при различных частотах и температурах на основе ограниченного набора экспериментальных данных, что необходимо для инженерного проектирования.

Для расширения рабочего диапазона вибропоглощающих полимерных материалов эффективны две стратегии: макроскопическое комбинирование различных полимерных материалов в конструкции и микроскопическое изменение структуры полимера. Первый подход позволяет получить композиционный слоистый материал с высокими пиковыми значениями демпфирования в нескольких температурных областях. С помощью второго подхода может быть смещена и расширена рабочая температурная область вибропоглощающего материала, однако максимальное значение коэффициента демпфирования может быть снижено. Введение дисперсных наполнителей в полимерную матрицу позволяет сместить температуру максимального демпфирования в область больших значений.

Таким образом, управление демпфирующими характеристиками требует комплексного подхода, основанного на глубоком понимании релаксационных процессов. Совместное применение рассмотренных стратегий открывает путь к созданию высокоэффективных демпфирующих систем с заданными свойствами для ответственных инженерных применений, например, в авиации.

Список источников

1. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. 2-е изд. СПб.: Научные основы и технологии, 2010. 822 с.
2. Ионов А.В. Средства снижения вибрации и шума на судах. СПб.: ЦНИИ им. акад. А.Н. Крылова, 2000. 368 с.
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. Bert C.W. Composite materials: a survey of damping capacity of fiber reinforced composites // Damping Applications for Vibration Control / ed. P.J. Torvik. New York, 1980. P. 53–63.
5. Gibson R.F. Dynamic mechanical properties of advanced composite materials and structures: a Review // Shock & Vibration Digest. 1987. Vol. 19. No. 7. P. 13–22.
6. Зиновьев П.А., Ермаков Ю.Н. Характеристики рассеяния энергии при колебаниях в элементах конструкций из волокнистых композитов (обзор). М.: ЦНИИ науч.-техн. информ., 1989. 76 с.
7. Corcaro R.D., Sperling L.H. Relation of polymer chemical composition to acoustic damping // Sound and vibration damping with polymers: ACS Symposium series. Washington: American Chemical Society, 1990. Vol. 424. P. 317–345. DOI: 10.1021/bk-1990-0424.
8. Mohan D. Rao Recent applications of viscoelastic damping for noise control in automobiles and commercial airplanes // Journal of Sound and Vibration. 2003. Vol. 262. Is. 3. P. 457–474. DOI: 10.1016/S0022-460X(03)00106-8.
9. Кулезнев В.Н., Шершнев В.А. Химия и физика полимеров. 2-е изд., перераб. и доп. М.: КолосС, 2007. 367 с.
10. Колесников В.И., Чернышев С.Л., Колесников И.В. и др. Модернизация фрикционного низкоамплитудного демпфера с вакуумным ионно-плазменным покрытием рабочих поверхностей трения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). С. 106–118. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.01.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-106-118.
11. Павлюкович Н.Г., Иванов М.С., Борисова Е.А., Морозова В.С., Большаков В.А., Мекалина И.В. Вибропоглощающие материалы для авиации. Часть 1. Механизм и методы исследования демпфирования полимерных материалов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 85–96. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-85-96.
12. Иванов М.С., Кулезнев В.Н. Испытание падающим грузом полиэтиленов трубных марок // Пластические массы. 2016. № 11–12. С. 23–26.
13. Смирнов С.В., Мясникова М.В. Использование упруговязкопластической модели для описания реологического поведения материала полимерного покрытия при индентировании // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). С. 78–89. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.01.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-78-89.

14. Нашиф А., Джоунс Д., Хендерсон Дж. Демпфирование колебаний. Пер. с англ. М.: Мир, 1988. 448 с.
15. Jones D.I.G. On temperature-frequency analysis of polymer dynamic mechanical behaviour // *Journal of Sound and Vibration*. 1990. Vol. 140. Is. 1. P. 85–102.
16. Скуратова Т.Б., Кириллов С.Е., Сятковский А.И. Диссипативные свойства полимерных пленок и композитных материалов на основе поливинилацетата // *Журнал прикладной химии*. 2019. Т. 92. № 7. С. 881–887. DOI: 10.1134/S0044461819070090.
17. Иванов М.С., Кулезнев В.Н. Метод механической спектроскопии полиэтилена трубных марок // *Труды ВИАМ*. 2016. № 11 (47). С. 68–76. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-9-9.
18. Комова Н.Н., Потапов Е.Э., Грусков А.Д., Заиков Г.Е. Особенности принципа температурно-временной эквивалентности в полиэтилене низкой плотности, наполненном шунгитом // *Вестник МИТХТ*. 2013. Т. 8. № 1. С. 24–35.
19. Малкин А.Я., Исаев А.И. Реология: концепции, методы, приложения. СПб.: Профессия, 2010. 557 с.
20. Физическая акустика: в 7 т. / под ред. У. Мэзона. М.: Мир, 1969. Т. 2, ч. Б: Свойства полимеров и нелинейная акустика. 420 с.
21. Бабкина Н.В., Ткалич М.Г., Бровко А.А. Роль температуры приведения при построении обобщенных вязкоупругих функций для прогнозирования демпфирующих свойств эпоксидного полимера // *Полимерный журнал*. 2015. Т. 37. № 1. С. 34–40.
22. Ферри Дж. Вязкоупругие свойства полимеров. М.: Изд-во иностранной литературы, 1963. 536 с.
23. Сятковский А.И., Скуратова Т.Б., Трофимов Д.Н., Мазур А.С. Влияние параметров композитных материалов на основе поливинилацетата на их диссипативные свойства // *Журнал прикладной химии*. 2020. Т. 93. Вып. 4. С. 575–580. DOI: 10.31857/S004446182004012X.
24. Сятковский А.И. Термопластичные пленочные материалы для демпфирования инженерных конструкций // *Пластические массы*. 2023. № 9–10. С. 48–50. DOI: 10.35164/0554-2901-2023-9-10-48-52.
25. Chakraborty B.C., Ratna D. Polymer for vibration damping applications. Elsevier, 2020. 348 p.
26. Сагомонова В.А., Сытый Ю.В., Кислякова В.И., Долгополов С.С. Исследование демпфирующих свойств вибропоглощающих материалов на основе термоэластопластов // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S3. С. 5–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s3-5-10.
27. Chen R., Luo H., Wang H., Zhou W. Topology optimization of partial constrained layer damping treatment on plate for maximizing modal loss factors // *Composites and Advanced Materials*. 2021. Vol. 30. P. 1–19.
28. Саморядов А.В., Калугина Е.В., Битт В.В., Паршиков Ю.Г., Эргашев А.Т. Разработка и исследование свойств композиционных материалов на основе термопластичных гибридных матриц // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 3 (76). С. 51–68. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.01.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-51-68.
29. Шеянов Д.А. Методы регулирования вибропоглощающих свойств полимерных материалов // *Научный аспект*. 2024. № 1. Т. 43. С. 5615–5621.
30. Сагомонова В.А., Целикин В.В. Вибропоглощающий материал с перфорированным армирующим слоем // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 125–133. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.01.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-125-133.
31. Мэнсон Дж., Сперлинг Л. Полимерные смеси и композиты. М.: Химия, 1979. 440 с.
32. Сагомонова В.А., Иванов М.С., Платонов М.М. и др. Влияние углеродных наноразмерных наполнителей на коэффициент механических потерь композиции из термопластичного полиуретана // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2017. № 1. С. 9–14.

References

1. Mikhailin Yu. A. *Structural polymer composite materials*. 2nd ed. St. Petersburg: Scientific foundations and technologies, 2010, 822 p.

2. Ionov A. V. *Means of reducing vibration and noise on ships*. St. Petersburg: Krylov Central Research Institute, 2000, 368 p.
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. Bert C.W. *Composite materials: a survey of damping capacity of fiber reinforced composites. Damping Applications for Vibration Control*. Ed. P.J. Torvik. New York, 1980, pp. 53–63.
5. Gibson R.F. Dynamic mechanical properties of advanced composite materials and structures: a Review. *Shock & Vibration Digest*. 1987, vol. 19, no. 7, pp. 13–22.
6. Zinoviev P.A., Ermakov Yu.N. *Characteristics of energy dissipation during vibrations in structural elements made of fiber composites (review)*. Moscow: Central Research Institute of Scientific and Technical Information, 1989, 76 p.
7. Corcaro R.D., Sperling L.H. Relation of polymer chemical composition to acoustic damping. *Sound and vibration damping with polymers: ACS Symposium series*. Washington: American Chemical Society, 1990, vol. 424, pp. 317–345. DOI: 10.1021/bk-1990-0424.
8. Mohan D. Rao Recent applications of viscoelastic damping for noise control in automobiles and commercial airplanes. *Journal of Sound and Vibration*, 2003, vol. 262, is. 3, pp. 457–474. DOI: 10.1016/S0022-460X(03)00106-8.
9. Kuleznev V.N., Shershnev V.A. *Chemistry and physics of polymers*. 2nd ed., rev. and add. Moscow: KolosS, 2007, 367 p.
10. Kolesnikov V.I., Chernyshev S.L., Kolesnikov I.V. et al. Modernization of the low-amplitude friction damper with vacuum ion-plasma coating of friction working surfaces. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), pp. 106–118. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 28, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-106-118.
11. Pavlukovich N.G., Ivanov M.S., Borisova E.A., Morozova V.S., Bolshakov V.A., Mekalina I.V. Vibration absorbing materials for aircraft. Part 1. Mechanism and research methods for damping of polymeric materials. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 85–96. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 30, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-85-96.
12. Ivanov M.S., Kuleznev V.N. Drop weight testing of polyethylene pipe grades. *Plasticheskie massy*, 2016, no. 11–12, pp. 23–26.
13. Smirnov S.V., Myasnikova M.V. Adaptation of elastic-viscoplastic model for description of rheology of polymer coating material during indentation. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 78–89. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 28, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-78-89.
14. Nashif A., Jones D., Henderson J. *Damping of Vibrations*. Trans. from Engl. Moscow: Mir, 1988, 448 p.
15. Jones D.I.G. On temperature-frequency analysis of polymer dynamic mechanical behaviour. *Journal of Sound and Vibration*, 1990, vol. 140, is. 1, pp. 85–102.
16. Skuratova T.B., Kirillov S.E., Syatkovsky A.I. Dissipative properties of polymer films and composite materials based on polyvinyl acetate. *Zhurnal prikladnoy khimii*, 2019, vol. 92, no. 7, pp. 881–887. DOI: 10.1134/S0044461819070090.
17. Ivanov M.S., Kuleznev V.N. Method of mechanical spectroscopy of pipe grades of polyethylene. *Trudy VIAM*, 2016, no. 11 (47), pp. 68–76. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-9-9.
18. Komova N.N., Potapov E.E., Gruskov A.D., Zaikov G.E. Features of the principle of temperature-time equivalence in low-density polyethylene filled with shungite. *Vestnik MITKhT*, 2013, vol. 8, no. 1, pp. 24–35.
19. Malkin A.Ya., Isaev A.I. *Rheology: concepts, methods, applications*. St. Petersburg: Profession, 2010, 557 p.
20. *Physical acoustics: in 7 vols*. Ed. W. Mason. Moscow: Mir, 1969, vol. 2, part B: Properties of polymers and nonlinear acoustics, 420 p.
21. Babkina N.V., Tklich M.G., Brovko A.A. The Role of Reference Temperature in Constructing Generalized Viscoelastic Functions for Predicting the Damping Properties of Epoxy Polymers. *Polimernyy zhurnal*, 2015, vol. 37, no. 1, pp. 34–40.

22. Ferry J. *Viscoelastic Properties of Polymers*. Moscow: Foreign Literature Publ. House, 1963, 536 p.
23. Syatkovsky A.I., Skuratova T.B., Trofimov D.N., Mazur A.S. Influence of the Parameters of Polyvinyl Acetate-Based Composite Materials on Their Dissipative Properties. *Zhurnal prikladnoy khimii*, 2020, vol. 93, is. 4, pp. 575–580. DOI: 10.31857/S004446182004012X.
24. Syatkovsky A.I. Thermoplastic film materials for damping engineering structures. *Plasticheskie massy*, 2023, no. 9–10, pp. 48–50. DOI: 10.35164/0554-2901-2023-9-10-48-52.
25. Chakraborty B.C., Ratna D. *Polymer for vibration damping applications*. Elsevier, 2020, 348 p.
26. Sagomonova V.A., Sytyi Yu.V., Kislyakova V.I., Dolgoplov S.S. Investigation of the damping properties of vibration-absorbing materials based on thermoplastic elastomers. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2014, no. S3, pp. 5–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s3-5-10.
27. Chen R., Luo H., Wang H., Zhou W. Topology optimization of partial constrained layer damping treatment on plate for maximizing modal loss factors. *Composites and Advanced Materials*, 2021, vol. 30, pp. 1–19.
28. Samoryadov A.V., Kalugina E.V., Bitt V.V., Parshikov Yu.G., Ergashev A.T. Development and research of the properties of composite materials based on thermoplastic hybrid polymer matrix. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), pp. 51–68. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 28, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-51-68.
29. Sheyanov D.A. Methods for regulating vibration-absorbing properties of polymeric materials. *Nauchnyy aspekt*, 2024, vol. 43, no. 1, pp. 5615–5621.
30. Sagomonova V.A., Tselikin V.V. Vibration damping material with perforated constraining layer. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 125–133. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 28, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-125-133.
31. Manson J., Sperling L. *Polymer Mixtures and Composites*. Moscow: Khimiya, 1979, 440 p.
32. Sagomanova V.A., Ivanov M.S., Platonov M.M. et al. Effect of Carbon Nanosized Fillers on the Mechanical Loss Coefficient of Thermoplastic Polyurethane Composites. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2017, no. 1, pp. 9–14.

Информация об авторах

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

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

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

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

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

Information about the authors

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

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 17.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.05.2026.

The article was submitted 17.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 10.05.2026.

Научная статья

УДК 678.067.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-82-91

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ВИБРАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СТЕКЛОПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ СТЕКЛОВОЛОКНИСТЫХ И ДИСПЕРСНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ НАМОТКЕ

Д.А. Мельников¹, А.Ю. Албагачиев², А.В. Славин¹, А.А. Рыбин¹

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

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук», Москва, Россия; info@imash.ru

Аннотация. Исследовано влияние вибрационного воздействия на оправку при производстве стеклопластиковых труб методом непрерывной намотки. Рассмотрены механизмы снижения пористости, связанные с деаэрацией, улучшением смачивания наполнителя и виброуплотнением структуры. Экспериментально установлено влияние частоты и амплитуды колебаний на объемную долю пор. Максимальное снижение пористости составило 69,8 % при частоте 100 Гц и амплитуде 0,4 мм. Разработана регрессионная модель для прогнозирования пористости и оптимизации параметров процесса.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, стеклопластик, трубы, непрерывная намотка, моделирование, вибрационное воздействие

Для цитирования: Мельников Д.А., Албагачиев А.Ю., Славин А.В., Рыбин А.А. Исследование влияния параметров вибрационного воздействия на процессы структурообразования стеклопластика на основе стекловолоконных и дисперсных наполнителей при непрерывной намотке // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 82–91. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-82-91.

Scientific article

THE INFLUENCE OF VIBRATION PARAMETERS ON THE STRUCTURE FORMATION PROCESSES IN FIBERGLASS BASED ON GLASS FIBER AND DISPERSED FILLERS DURING CONTINUOUS WINDING

D.A. Melnikov¹, A.Yu. Albagachiev², A.V. Slavin¹, A.A. Rybin¹

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

²Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia; info@imash.ru

Abstract. This article examines the influence of vibration on a mandrel during the production of fiberglass pipes using the continuous winding method. Porosity reduction mechanisms associated with deaeration, improved filler wetting, and vibration compaction of the structure are considered. The influence of vibration frequency and amplitude on the pore volume fraction was experimentally determined. The maximum porosity reduction was 69,8 % at a frequency of 100 Hz and an amplitude of 0,4 mm. A regression model for predicting porosity and optimizing process parameters was developed.

Keywords: polymer composite materials, fiberglass, pipes, continuous winding, modeling, vibration impact

For citation: Melnikov D.A., Albagachiev A.Yu., Slavin A.V., Rybin A.A. The influence of vibration parameters on the structure formation processes in fiberglass based on glass fiber and dispersed fillers during continuous winding. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 82–91. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-82-91.

Введение

Стеклопластиковые трубы (СПТ), представляющие собой композиционные конструкции на основе стекловолоконных армирующих наполнителей и полимерной матрицы, созданы как ответ на острую потребность в коррозионностойких и долговечных трубопроводных системах [1, 2]. Их промышленное становление неразрывно связано с развитием химии термореактивных смол (прежде всего, эпоксидных и полиэфирных) и технологий переработки стекловолокна в середине XX в. Пионером выступила американская компания Амегон, разработавшая в 1960-х гг. первые напорные трубы для нефтедобычи, способные работать при давлении до 30 МПа в агрессивных средах, содержащих сероводород и солевые растворы. Эта технологическая революция позволила решить проблему катастрофической коррозии стальных трубопроводов, особенно актуальную для транспортировки агрессивных сред [3]. К 1980-м гг. СПТ перешли из категории уникальных решений в разряд стандартизированных изделий, чему способствовала разработка международных (ISO, ASTM) и национальных (ГОСТ) стандартов, регламентирующих их производство и применение.

Классификация СПТ отражает их технологическое разнообразие, конструктивную сложность и функциональное назначение, технология производства определяет структуру и свойства.

Непрерывная (филаментная) намотка (Filament Winding) является доминирующей технологией производства напорных труб средних и больших номинальных диаметров (50–4000 мм), при которой непрерывные нити стекловолокна и кварцевого песка, пропитанные связующим, укладываются на вращающуюся оправку (мандрел) под заданным углом и натяжением [4].

Изготовленные методом непрерывной намотки СПТ преимущественно применяются в жилищно-коммунальном хозяйстве в качестве безнапорной и напорной хозяйственно-бытовой, ливневой канализации, трубопроводов водоснабжения, систем охлаждения и др.

Полимерные композиционные материалы, используемые в СПТ, не подвержены электрохимической коррозии, так как не содержат свободных электронов, обеспечивающих протекание окислительно-восстановительных реакций на их поверхности. Это устраняет необходимость в катодной защите и других способах предотвращения коррозии. Полимерная матрица композиционного материала химически инертна к большинству агрессивных сред (H_2S , CO_2 , кислоты, щелочи, соли). Это обусловлено высокой химической стойкостью полимера и отсутствием металлических включений, которые могли бы подвергаться химической деградации. Данное свойство предоставляет существенное преимущество по сравнению с металлическими материалами [5–7].

Повышенное значение объемной доли пор (пористости) является распространенной причиной возникновения дефектов СПТ. Высокая пористость в СПТ возникает вследствие неполной пропитки плотных пучков волокон, захвата воздуха между слоями нитей или на границе слоев с разным составом (особенно между структурным и наполненным песком слоями), испарения летучих компонентов связующего и др.

Объемная доля пор определяется по наличию в материале дискретных, замкнутых или взаимосвязанных полостей, заполненных газообразной фазой [8]. В контексте производства СПТ методом непрерывной намотки пористость оказывает критическое

влияние на эксплуатационные характеристики изделий, обуславливая снижение плотности материала на 3–15 % и, как следствие, ухудшение механических свойств, водостойкости, химической стойкости и долговечности. Генезис пор является сложным и многофакторным процессом, определяемым комплексным взаимодействием реологических, термохимических и динамических факторов, характерных для процесса непрерывной намотки [9, 10].

Традиционные методы борьбы с пористостью [11] при непрерывной намотке (оптимизация вязкости связующего, точный контроль натяжения и скорости, вакуумная обработка) имеют пределы эффективности и технологические сложности, особенно для наполненных слоев. Это создает предпосылки для поиска и разработки новых физических методов воздействия на процесс формования.

В данной статье предложен принципиально новый подход к решению проблемы пористости в СПТ, основанный на применении вибрационного воздействия на оправку в процессе непрерывной намотки. Вибрационное воздействие позволяет активно управлять процессами деаэрации, смачивания и уплотнения материала, что приводит к значительному снижению пористости и повышению уровня свойств.

Вибрация, характеризуемая определенными уровнями частоты (f) и амплитуды (A), индуцирует в обрабатываемом материале ряд сложных динамических эффектов, которые можно использовать для достижения требуемого результата. Типичные параметры вибрации для полимерных систем находятся в определенном диапазоне: $f = 5\text{--}5000$ Гц (колебаний в секунду), $A = 0,01\text{--}5$ мм (максимальное отклонение от положения равновесия). В указанном диапазоне параметров вибрационное воздействие проявляется через основные механизмы.

Вибрация создает периодически изменяющиеся силы инерции, воздействующие на каждый элемент материала. Эти силы приводят к относительному перемещению компонентов смеси, способствуя микроперемешиванию фаз и разрушению агломератов. Сила инерции прямо пропорциональна массе объекта и его ускорению. Вибрационное воздействие создает переменное ускорение, вызывая колебания силы инерции, что приводит к перемешиванию компонентов с разной плотностью. Это способствует равномерному распределению наполнителя в полимерной матрице композиционных материалов и предотвращает его седиментацию [12].

Интенсивная вибрация в жидких и вязких средах приводит к возникновению акустических течений – конвективных потоков, обусловленных нелинейными эффектами распространения звуковых волн. Эти течения обеспечивают эффективное перемешивание, интенсификацию тепло- и массообмена, а также способствуют дегазации материала. С точки зрения гидродинамики акустические течения возникают из-за поглощения звуковой энергии средой, что приводит к возникновению градиентов давления и, как следствие, к движению жидкости. В полимерных системах акустические течения способствуют удалению пузырьков воздуха, улучшению смачивания волокон наполнителя и равномерному распределению температуры в объеме материала [13].

При совпадении частоты вынужденных колебаний (вибрации) с собственной частотой колебаний элементов структуры материала возникают резонансные явления. Резонанс приводит к значительному увеличению амплитуды колебаний и, соответственно, к усилению воздействия на микроструктуру. Резонанс возникает, когда энергия, передаваемая системе извне, эффективно накапливается, приводя к значительному увеличению амплитуды колебаний. В композиционных материалах резонансные явления можно использовать для разрушения слабых связей между частицами наполнителя, улучшения его диспергирования и активации процессов отверждения полимерной матрицы.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования выбраны СПТ номинальным диаметром 1000 мм по ГОСТ Р 54560–2015 и вырезанные из них образцы, которые получали на установке автоматической резки с водяным охлаждением. Общий вид СПТ приведен на рис. 1.

Для изготовления СПТ методом непрерывной намотки использовали намоточную машину с интегрированным вибромодулем и возможностью поочередного нанесения армирующих непрерывных, рубленых и дисперсных наполнителей, предварительно пропитанных термореактивными связующими, с последующим отверждением в процессе непрерывной намотки.



Рис. 1. Общий вид стеклопластиковой трубы, изготовленной методом непрерывной намотки

Компоненты, использованные для изготовления СПТ, приведены в табл. 1.

Таблица 1

Компоненты для изготовления стеклопластиковых труб

Материал	Характеристики
Непрерывный стеклоровинг	Стекловолокно марки ECR (600/1200/2400/4800 текс)
Рубленый стеклоровинг	Стекловолокно марки E (1200/2400 текс)
Кварцевый песок	Марка ВС-050-1 (фракция размером 0,2–0,8 мм, содержание SiO ₂ >99 %)
Смола	Полиэфирная ортофталевая смола марки ПН-1
Инициатор	Дикумилпероксид (1,5 % от массы смолы)
Ускоритель	6%-ный раствор октоата кобальта (0,5 % от массы смолы)

Стенка СПТ представляла собой трехслойную конструкцию, в которой слой кварцевого песка с рубленым ровингом располагается между армирующими слоями непрерывного стеклянного ровинга. Данная конструкция стенки трубы позволяет распределять внешние и внутренние нагрузки без разрушения среднего слоя с кварцевым песком. На рис. 2 представлено схематическое изображение структуры стенки СПТ.

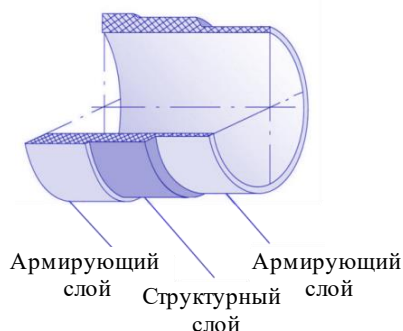


Рис. 2. Структура стенки стеклопластиковой трубы

Вибрационное воздействие осуществляли синусоидальным сигналом как наиболее предсказуемым и широко применяемым в промышленности. Для создания контролируемого радиального вибрационного воздействия на оправку был использован вибромодуль на основе электродинамического вибровозбудителя. Электродинамический вибровозбудитель обеспечивает высокую точность управления амплитудой и частотой вибрации. Радиальное направление вибрации позволяет равномерно воздействовать на всю поверхность зоны подачи сырья [14].

Корпус (магнитная система) вибровозбудителя закреплен на жесткой консоли, неподвижно связанной со станиной станка. Подвижный шток вибратора соединен с валом планшайбы через сферический шарнирный подшипник. Данная схема обеспечивает передачу колебаний строго вдоль оси вращения оправки, одновременно компенсируя возможные несоосности и позволяя планшайбе свободно вращаться.

На основе результатов теоретического анализа и численного моделирования выбраны варьируемые параметры вибрационного воздействия [15, 16]. Исследованный диапазон частоты вибрации (50, 100 и 150 Гц) охватывает зону резонансной коалесценции газовых пузырей (80–150 Гц) и оптимальный диапазон 80–120 Гц, полученный по результатам моделирования. Исследованный диапазон амплитуды вибрации (0,2; 0,4 и 0,6 мм) соответствует зоне эффективного уплотнения и дегазации (0,3–0,6 мм) без риска сепарации наполнителя.

Фактические параметры вибрации измеряли в реальном времени системой мониторинга Polytec OFV-505.

Параллельно изготовлена контрольная серия образцов по идентичной технологии, но без применения вибрационного воздействия. На рис. 3 приведены фотографии образцов.

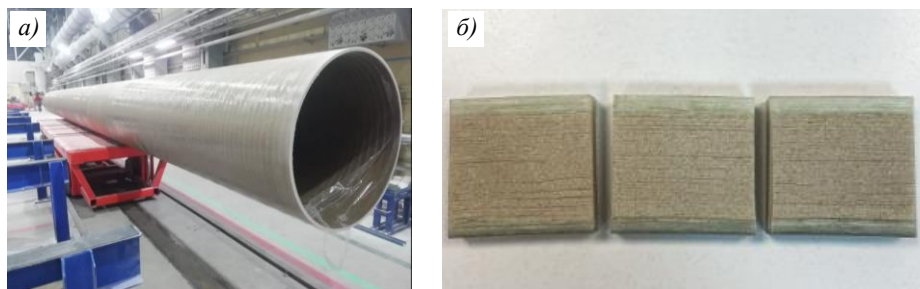


Рис. 3. Труба номинальным диаметром 1000 мм (а) и вырезанные из нее образцы (б)

Для минимизации количества экспериментов при сохранении репрезентативности данных применен метод планирования эксперимента. Выбран полный факторный эксперимент (Full Factorial Experiment) для двух факторов (частота и амплитуда) на трех уровнях каждого. Таким образом, общее количество уникальных условий эксперимента включало девять экспериментальных серий и одну контрольную серию (без вибрации).

Для обеспечения статистической значимости в каждой серии изготовлено пять идентичных образцов-сегментов труб длиной 500 мм. Общее количество образцов составило 50.

Основным выходным параметром (откликом) для статистического анализа выбрана объемная доля пор в структурном слое как наиболее критичный параметр, на который направлено вибрационное воздействие.

Пористость определяли по ГОСТ Р 56679–2015 (метод А) и верифицировали методом микроскопии.

Результаты и обсуждение

Матрица планирования эксперимента и основные результаты, полученные при определении объемной доли пор образцов, представлены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Матрица планирования эксперимента и объемная доля пор структурного слоя

Условный номер серии	Частота f , Гц	Амплитуда A , мм	Объемная доля пор, % (средняя $\pm$ стандартное отклонение)	Снижение пористости относительно контроля, %
1 (контроль)	0	0	9,31 $\pm$ 0,45	–
2	50	0,2	6,84 $\pm$ 0,38	26,5
3	50	0,4	5,12 $\pm$ 0,31	45,0
4	50	0,6	4,95 $\pm$ 0,29	46,8
5	100	0,2	5,88 $\pm$ 0,35	36,8
6	100	0,4	2,81 $\pm$ 0,21	69,8
7	100	0,6	3,05 $\pm$ 0,24	67,2
8	150	0,2	5,01 $\pm$ 0,30	46,2
9	150	0,4	3,42 $\pm$ 0,26	63,3
10	150	0,6	3,98 $\pm$ 0,28	57,3

Анализ данных табл. 2 показывает, что все исследованные режимы вибрации обеспечивают статистически значимое снижение пористости по сравнению с контролем. Наименьшее значение объемной доли пор (2,81 %) достигнуто при частоте 100 Гц и амплитуде 0,4 мм, что соответствует максимальному снижению на 69,8 %.

При этом наблюдается немонотонная зависимость пористости от амплитуды: при частотах 100 и 150 Гц увеличение амплитуды с 0,4 до 0,6 мм приводит к повышению пористости (с 2,81 до 3,05 % и с 3,42 до 3,98 % соответственно). Данный эффект объясняется тем, что наряду с полезным резонансным возбуждением газовых пузырьков в диапазоне частот 80–150 Гц, способствующим их коалесценции и удалению, чрезмерное повышение частоты колебаний и/или амплитуды вызывает возбуждение резонансных колебаний самой оправки и приводит к дополнительному захвату воздуха в межслойном пространстве.

Для статистической оценки значимости влияния факторов проведен двухфакторный дисперсионный анализ (ANOVA), результаты которого представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты дисперсионного анализа для объемной доли пор

Источник вариации	Сумма квадратов SS	Степени свободы df	Средний квадрат MS	F -значение	p -значение
Модель	145,42	5	29,084	312,45	<0,001
Частота f	28,15	2	14,075	151,21	
Амплитуда A	95,87	2	47,935	514,89	
Взаимодействие $f \times A$	21,40	1	21,400	229,88	
Ошибка	4,10	44	0,093	–	–
Итого	149,52	49	–		

Дисперсионный анализ (табл. 3) подтверждает, что как частота, так и амплитуда вибрации, а также их взаимодействие оказывают статистически значимое влияние на пористость (p -значение <0,001 для всех эффектов). Наибольший вклад вносит амплитуда (сумма квадратов $SS = 95,87$), что указывает на ее основное влияние на процесс уплотнения. Значимость взаимодействия $f \times A$ свидетельствует о том, что эффективность вибрации не является аддитивной – оптимальное сочетание параметров должно выбираться совместно.

Уровень p -значения <0,001 для модели в целом свидетельствует о ее высокой адекватности и способности статистически значимо описывать экспериментальные данные. Оба фактора (частота и амплитуда) оказывают статистически значимое влияние на пористость (p -значение <0,001). Взаимодействие $f \times A$ также является статистически значимым (p -значение <0,001), что указывает на взаимозависимое влияние частоты и амплитуды на конечный результат.

На основе данных регрессионного анализа получено уравнение регрессии, связывающее параметры вибрации с пористостью (P , %):

$$P = 9,31 - 0,0215f - 10,25A + 0,065fA + 0,0001f^2 + 7,12A^2 \quad (R^2 = 0,973).$$

Коэффициенты уравнения вычислены по экспериментальным данным (табл. 2) следующим образом. Свободный член (9,31) соответствует средней пористости контрольных образцов (без вибрации). Коэффициенты при линейных членах ($-0,0215$ и $-10,25$) характеризуют скорость снижения пористости с повышением частоты и амплитуды соответственно. Их отрицательные знаки указывают на то, что увеличение обоих параметров в исследованном диапазоне способствует уплотнению структуры. Коэффициент при члене взаимодействия ($+0,065$) отражает синергетический эффект: эффективность вибрации зависит от совместного действия частоты и амплитуды, а не является простой суммой их отдельных вкладов. Положительные коэффициенты при квадратичных членах ($+0,0001$ и $+7,12$) описывают нелинейность зависимости и существование оптимальной области параметров – при выходе за пределы этой области дальнейшее увеличение частоты или амплитуды приводит к повышению пористости.

Полученное уравнение описывает экспериментальные данные (коэффициент детерминации $R^2 = 0,973$) и позволяет прогнозировать пористость в исследованном диапазоне параметров.

На рис. 4 представлена столбчатая диаграмма, визуализирующая эффективность вибрационного воздействия в виде снижения пористости (в процентах относительно контроля) для каждой экспериментальной серии. Данное графическое представление дополняет табличные данные, наглядно демонстрируя, что максимальный эффект достигается при частоте 100 Гц и амплитуде 0,4 мм, а также позволяет легко сравнивать режимы между собой.

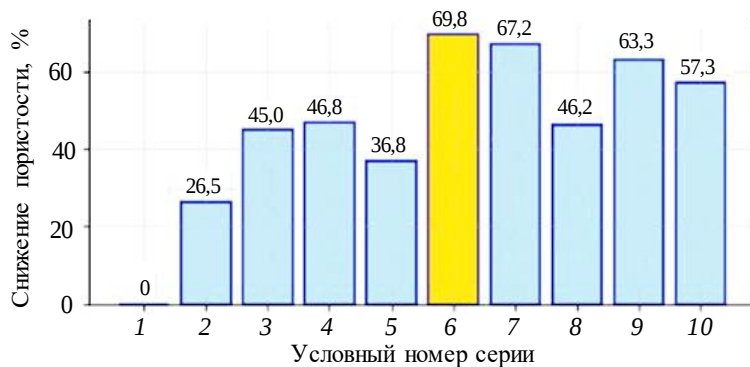


Рис. 4. Влияние вибрационного воздействия на снижение объемной доли пор при проведении десяти экспериментальных серий (см. табл. 2)

Поверхность отклика (рис. 5) показывает непрерывную зависимость пористости от частоты и амплитуды. На ней четко выделяется область минимума в районе $f = 100$ Гц, $A = 0,4$ мм, а также заметно повышение пористости при значении амплитуды $>0,5$ мм, что согласуется с ранее сделанным выводом о негативном влиянии избыточной вибрации.

На рис. 6 представлены микрофотографии поперечного сечения образцов, демонстрирующие разительный контраст между контрольным образцом и образцом, изготовленным с применением вибрации при оптимальных параметрах (частота 100 Гц, амплитуда 0,4 мм).

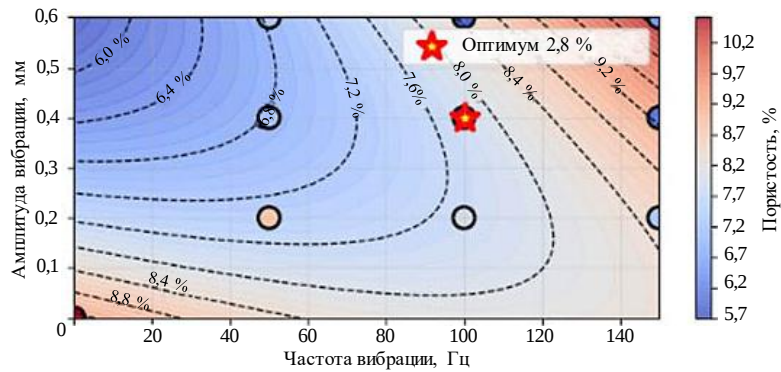


Рис. 5. Поверхность отклика

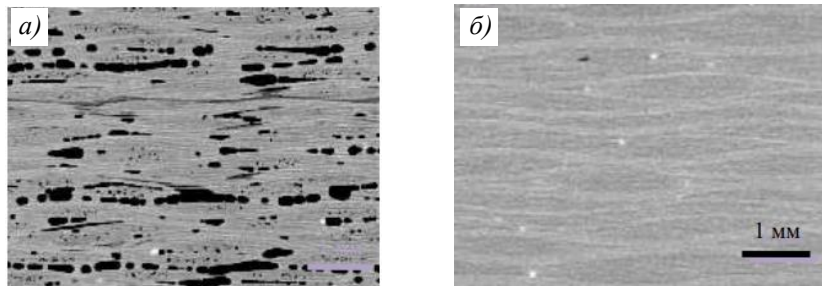


Рис. 6. Микрофотографии образцов, полученных без вибрационного воздействия (а) и с применением вибрации при частоте 100 Гц и амплитуде 0,4 мм (б)

Для контрольного образца (без вибрации) характерна высокая концентрация пор различных размеров (от мелких до крупных), неравномерно распределенных по объему. Наблюдаются протяженные поровые каналы, расположенные вдоль волокон и в межслойных зонах, которые являются потенциальными концентраторами напряжений и каналами проникновения рабочих сред.

Для образца, обработанного вибрацией, наблюдается значительное уплотнение структуры. Количество и размер пор радикально снижены. Оставшиеся поры, как правило, изолированы и имеют малый размер, что не оказывает критического влияния на механические и барьерные свойства материала.

Результаты микроскопии коррелируют с данными, полученными методом определения пористости по ГОСТ Р 56679–2015 (метод А), и визуально подтверждают эффективность вибрационного воздействия для снижения порообразования.

Заключения

По результатам изготовления образцов и исследования пористости установлено, что вибромодуль обеспечивает создание контролируемого вибрационного воздействия на оправку в заданных диапазонах частот и амплитуд. Экспериментально подтверждена высокая эффективность вибрационного воздействия на оправку для снижения пористости СПТ. Максимальное снижение пористости (на 69,8 %) достигнуто при $f = 100$ Гц и $A = 0,4$ мм. Установлен синергетический характер влияния частоты и амплитуды вибрации на процесс структурообразования. Статистически значимое взаимодействие факторов (p -значение $< 0,001$) подтверждает необходимость комплексного подхода к выбору параметров. Разработана регрессионная модель с высокой предсказательной способностью ($R^2 = 0,973$), позволяющая оптимизировать параметры вибрации для различных типоразмеров труб и рецептур материалов. Подтверждены физические механизмы влияния вибрации: вибрационная тиксотропия, резонансная коалесценция газовых пузырей, улучшение смачивания наполнителя и виброуплотнение структуры.

Список источников

1. Аминов Л.А. Использование стеклопластиковых труб для совершенствования трубопроводной системы // Актуальные проблемы военно-научных исследований. 2022. № 12. С. 15–18.
2. Иванов С.В. Стеклопластик – композиционный материал для труб // Трубопроводы и экология. 2001. № 2. С. 7.
3. Современные композиционные материалы / под ред. Л. Браутиана, Р. Крока. М.: Мир, 1970. 672 с.
4. Крысин В.Н., Крысин М.В. Технологические процессы формования, намотки и склеивания конструкций. М.: Машиностроение, 1989. 240 с.
5. Каблов Е.Н., Гуняев Г.М., Ильченко С.И. и др. Конструкционные углепластики с повышенной проводимостью // Авиационные материалы и технологии. 2004. № 2. С. 25–36.
6. Вешкин Е.А., Славин А.В., Постнова М.В., Апалькова А.В. Роль температурно-временных условий отверждения в формировании свойств однонаправленного и равнопрочного углепластиков // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 2 (79). С. 59–71. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 19.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-59-71.
7. 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: 19.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
8. Прокопенков В.Г., Морозов Ю.А., Петров А.И. Особенности определения плотности стеклопластиков на основе полых волокон // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 3 (80). С. 83–95. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 19.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-83-95.
9. Bolotin V.V. Delaminations in composite structures: Its origin, buckling, growth and stability // Composites. Part B: Engineering. 1996. Vol. 27. Is. 2. P. 129–145. DOI: 10.1016/1359-8368(96)00035-6.
10. Кушнир С.Я., Горковенко А.И., Гербер А.Д., Игнатко В.М. Прочностные характеристики стеклопластиковых труб и потеря устойчивости трубопроводов // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. 2003. № 3 (39). С. 55–56.
11. 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: 19.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
12. Адегова Л.А., Бобрышева М.В., Щербинина А.Е. Исследование потери устойчивости цилиндрической оболочки, выполненной из композиционного материала // Вестник Сибирского государственного автомобильно-дорожного университета. 2021. Т. 18. № 3 (79). С. 330–350.
13. Лизин В.Т., Пяткин В.А. Проектирование тонкостенных конструкций. М: Машиностроение, 1994. 381 с.
14. Цыплаков О.Г. Научные основы технологии композиционно-волоконистых материалов: в 2 ч. Пермь: Пермское книжное издательство, 1985. Ч. 2. 274 с.
15. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 279 с.
16. Khoun L., Centea T., Hubert P. Characterization methodology of thermoset resins for the processing of composite materials – case study: CYCOM 890RTM epoxy resin // Journal of Composite Material. 2010. Vol. 44. P. 1397–1415.

References

1. Aminov L.A. Use of Fiberglass Pipes to Improve the Pipeline System. *Aktualnye problemy voyenno-nauchnykh issledovaniy*, 2022, no. 12, pp. 15–18.
2. Ivanov S.V. Fiberglass – a Composite Material for Pipes. *Truboprovody i ekologiya*, 2001, no. 2, p. 7.
3. *Modern Composite Materials*. Ed L. Brautian, R. Krok. Moscow: Mir, 1970, 672 p.
4. Krysin V.N., Krysin M.V. *Technological Processes of Molding, Winding, and Gluing Structures*. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 240 p.

5. Kablov E.N., Gunyaev G.M., Ilchenko S.I. et al. Structural carbon fiber reinforced plastics with increased conductivity. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2004, no. 2, pp. 25–36.
6. Veshkin E.A., Slavin A.V., Postnova M.V., Apalkova A.V. The role of temperature-time curing conditions in the formation of unidirectional and equally strong carbon fiber plastics properties. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 59–71. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 19, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-59-71.
7. 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: May 19, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
8. Prokopenkov V.G., Morozov Yu.A., Petrov A.I. Regarding density determination of glass reinforced plastics based on hollow fibers. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 83–95. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 19, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-83-95.
9. Bolotin V.V. Delaminations in composite structures: Its origin, buckling, growth and stability. *Composites. Part B: Engineering*, 1996, vol. 27, is. 2, pp. 129–145. DOI: 10.1016/1359-8368(96)00035-6.
10. Kushnir S. Ya., Gorkovenko A. I., Gerber A. D., Ignatko V. M. Strength characteristics of fiberglass pipes and loss of pipeline stability. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy*, 2003, no. 3 (39), pp. 55–56.
11. 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: May 19, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
12. Adeгова L.A., Bobrysheva M.V., Shcherbinina A.E. Study of the Loss of Buckling of a Cylindrical Shell Made of Composite Material. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo avtomobilno-dorozhnogo universiteta*, 2021, vol. 18, no. 3 (79), pp. 330–350.
13. Lizin V.T., Pyatkin V.A. Design of Thin-Walled Structures. Moscow: Mashinostroenie, 1994. 381 p.
14. Tsyplakov O.G. *Scientific Foundations of Composite-Fiber Materials Technology*: in 2 parts. Perm: Perm Book Publ. House, 1985, part 2, 274 p.
15. Adler Yu.P., Markova E.V., Granovsky Yu.V. *Planning an Experiment in the Search for Optimal Conditions*. Moscow: Nauka, 1976, 279 p.
16. Khoun L., Centea T., Hubert P. Characterization methodology of thermoset resins for the processing of composite materials – case study: CYCOM 890RTM epoxy resin. *Journal of Composite Material*, 2010, vol. 44, pp. 1397–1415.

Информация об авторах

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

Албагачиев Али Юсупович, заведующий отделом, д.т.н., ИМАШ РАН, info@imash.ru

Славин Андрей Вячеславович, начальник Научно-исследовательского отделения, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Рыбин Александр Александрович, ведущий инженер, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Ali Yu. Albagachiev, Head of Department, Doctor of Sciences (Tech.), IMASH RAN, info@imash.ru

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

Aleksandr A. Rybin, Leading Engineer, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; получена после доработки 29.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.07.2026.
The article was submitted 17.06.2026; received in revised form 29.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 02.07.2026.

Научная статья

УДК 669.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-92-107

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ТЕРМОРЕАКТИВНОГО СВЯЗУЮЩЕГО НА СВОЙСТВА СТЕКЛОПЛАСТИКОВ

Е.А. Серкова¹, О.Б. Застрогина¹, И.А. Сарычев¹,
Д.Н. Скурихина¹, Э.Ю. Долгов¹, Е.В. Куршев¹, С.Л. Лонский¹

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

Аннотация. Рассмотрено влияние состава термореактивного связующего на механические и пожаробезопасные свойства стеклопластиков, предназначенных для применения в конструкциях авиационного интерьера. Показано, что выбор полимерной матрицы определяет не только прочность и жесткость материала, но и его пожаробезопасные свойства. Проанализированы особенности эпоксидных и фенолформальдегидных связующих, а также способы их модификации. На основании научно-технических литературных данных и проведенных исследований разработано новое расплавленное фенолформальдегидное связующее.

Ключевые слова: фенолформальдегидная смола, эпоксидная смола, отвердитель, антипирен, наполнитель, связующее, стеклопластик, горючесть

Для цитирования: Серкова Е.А., Застрогина О.Б., Сарычев И.А., Скурихина Д.Н., Долгов Э.Ю., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Исследование влияния состава термореактивного связующего на свойства стеклопластиков // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 92–107. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-92-107.

Scientific article

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE THERMOSETTING BINDER COMPOSITION ON THE PROPERTIES OF FIBERGLASS PLASTICS

E.A. Serkova¹, O.B. Zastrogina¹, I.A. Sarychev¹,
D.N. Skurikhina¹, E.Yu. Dolgov¹, E.V. Kurshev¹, S.L. Lonskii¹

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

Abstract. The article considers the effect of thermosetting binder composition on the mechanical and fire-safety properties of fiberglass plastics for use in aircraft interior structures. It is shown that the choice of polymer matrix determines not only the strength and stiffness of the material, but also its fire resistant properties. The article analyzes the specific features of epoxy and phenol-formaldehyde binders, as well as methods for their modification. Based on the scientific and technical literature data, and conducted research, a new molten phenol-formaldehyde binder has been developed.

Keywords: phenol-formaldehyde resin, epoxy resin, hardener, fire retardant, filler, binder, fiberglass plastic, flammability

For citation: Serkova E.A., Zastrogina O.B., Sarychev I.A., Skurikhina D.N., Dolgov E.Yu., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Investigation of the effect of the thermosetting binder composition on the properties of fiber-glass plastics. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 92–107. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-92-107.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) постепенно заменяют традиционные металлические сплавы в конструкциях авиационной техники благодаря сочетанию высокой удельной прочности и небольшой плотности, что позволяет одновременно снижать массу летательных аппаратов и повышать эффективность и эксплуатационную надежность конструкций.

Наряду с механическими характеристиками, важнейшим требованием к авиационным ПКМ, особенно применяемым в элементах интерьера, является обеспечение высокого уровня пожарной безопасности, благодаря чему широкое применение получили ПКМ на основе фенолформальдегидных связующих (ФФС) [1].

Определяющим фактором выбора фенольных смол в качестве полимерной матрицы является их поведение при воздействии высоких температур и открытого пламени. В отличие от эпоксидных смол, склонных в процессе термодеструкции к выделению значительного количества токсичных летучих горючих продуктов, фенольные смолы характеризуются способностью к карбонизации с образованием пористого коксового остатка. Данный слой выполняет барьерную функцию, замедляя теплоперенос и ограничивая доступ кислорода к поверхности материала. Не менее важными являются низкое дымообразование и токсичность продуктов горения фенольных смол. Это обстоятельство имеет принципиальное значение для обеспечения времени безопасной эвакуации пассажиров в аварийных ситуациях [2–5].

Однако разработчики сталкиваются с определенными ограничениями при переработке ФФС. Во-первых, в процессе отверждения фенольных олигомеров выделяются вода и низкомолекулярные продукты поликонденсации, что приводит к высокой пористости композиционных материалов. Во-вторых, имея разветвленную структуру, данные полимерные матрицы довольно хрупкие – обладают низкой ударной вязкостью [6]. Наконец, ФФС характеризуются ограниченной адгезией к стеклянным и углеродным волокнам. Тем не менее в условиях приоритета требований пожарной безопасности данные недостатки являются приемлемыми и компенсируются конструктивными решениями с оптимизацией технологических процессов переработки полуфабрикатов ПКМ.

Механические свойства стеклопластиков определяются не только прочностью армирующего наполнителя, но и особенностями структуры полимерной матрицы, характером межфазного взаимодействия и степенью дефектности материала. Фенольные смолы образуют сшитую пространственную структуру, характеризующуюся значительной жесткостью и ограниченной подвижностью макромолекулярных сегментов. Высокая плотность поперечных связей обеспечивает теплостойкость и стабильность размеров, однако одновременно способствует хрупкому разрушению материала при механическом нагружении [7–11]. В работе [12] показано, что увеличение степени сшивки фенольной матрицы приводит к возрастанию модуля упругости и температуры стеклования, но сопровождается снижением ударной вязкости и трещиностойкости. Поэтому большинство методов модификации направлено либо на снижение хрупкости матрицы, либо на повышение эффективности передачи напряжений между матрицей и стекловолокном или любым другим армирующим наполнителем [13].

В свою очередь прочность стеклопластиков также влияет на характер разрушения трехслойных сотовых конструкций, из которых они состоят. При высокой прочности

стеклопластиковой обшивки разрушение чаще локализуется в зоне контакта с сотами: по клеевому слою, по границе раздела фаз или с частичным разрушением кромок сот. Если же прочность стеклопластика недостаточна, возможны внутрислойные повреждения самой обшивки: растрескивание полимерной матрицы, расслоение стеклоткани, вырыв отдельных волокон. В этом случае измеренное усилие отдира обшивки от сот снижается, так как разрушение начинается не только по границе раздела «обшивка–соты», но и внутри менее прочного композитного слоя.

В работе [14] показано, что повышение трещиностойкости фенольных композитов возможно путем увеличения способности матрицы к локальной пластической деформации. Авторы отмечают, что основной фактор повышения вязкости разрушения – подавление быстрого распространения трещины и развитие механизмов рассеяния энергии в зоне разрушения за счет введения армирующих волокон. Аналогичные результаты наблюдаются при использовании гибридных матриц и термопластичных модификаторов. Введение полиамидных модификаторов или поливинилацеталей способствует повышению ударной вязкости и трещиностойкости благодаря формированию двухфазной структуры с дисперсной термопластичной фазой. Такие системы характеризуются повышенной способностью к релаксации напряжений и меньшей склонностью к хрупкому разрушению [15–22].

Один из наиболее распространенных способов улучшения механических свойств ФФС – модификация эластомерными компонентами [23, 24]. Введение каучуков способствует повышению ударной вязкости и сопротивления распространению трещин за счет локальной пластической деформации матрицы. Наиболее широко применяются нитрильные, бутадиен-нитрильные и карбоксилсодержащие каучуки [25–28]. Механизм повышения трещиностойкости связан с образованием дисперсной эластомерной фазы, способной поглощать энергию разрушения и препятствовать развитию микротрещин.

Другой эффективный метод – химическая модификация фенольных смол эпоксидными соединениями. Эпоксиды способны вступать в реакции с гидроксиметильными и фенольными группами фенолформальдегидных олигомеров, формируя комбинированную пространственную сетку. Подобная структура характеризуется более высокой деформационной способностью и улучшенной адгезией к армирующим волокнам. В результате повышаются прочность при растяжении, межслойная прочность и сопротивление усталостному разрушению. Кроме того, модификация эпоксидными олигомерами способствует снижению внутренних напряжений, возникающих при отверждении, что особенно важно для толстостенных композиционных конструкций [29–36].

Наряду с полимерными модификаторами, широкое распространение получили наноразмерные наполнители. Добавление углеродных нанотрубок, графена, наноглин или оксидных наночастиц позволяет существенно улучшить механические характеристики фенольных стеклопластиков даже при низких концентрациях наполнителя [37–39]. Эффект обусловлен высокой удельной поверхностью наночастиц и их способностью армировать матрицу на микро- и наноуровне. Наночастицы препятствуют распространению микротрещин, увеличивают модуль упругости и повышают сопротивление усталостному разрушению [40].

Важным способом повышения механических свойств фенольных стеклопластиков является оптимизация процессов отверждения. Кинетика отверждения оказывает непосредственное влияние на структуру пространственной сетки, уровень остаточных напряжений и степень дефектности материала. Слишком быстрое отверждение сопровождается интенсивным выделением летучих продуктов, образованием пор и возникновением внутренних напряжений. В результате снижаются межслойная прочность и сопротивление ударным нагрузкам. Согласно данным работы [12], оптимизация

температурного режима отверждения позволяет существенно повысить прочностные характеристики фенольных материалов путем формирования более однородной структуры. Один из наиболее эффективных технологических приемов – ступенчатое отверждение, при котором процесс проводят в несколько стадий с постепенным повышением температуры. Такой подход способствует более равномерному удалению летучих продуктов и уменьшению вероятности образования микродефектов. Дополнительное применение вакуумирования и подпрессовки позволяет снизить пористость композита и повысить степень пропитки армирующего наполнителя. Снижение пористости особенно важно для ПКМ на основе ФФС, поскольку поры являются концентраторами напряжений и существенно ухудшают прочность при растяжении и межслойном сдвиге.

Дополнительный способ модификации – введение минеральных наполнителей и антипиренов, одновременно влияющих на механические и огнезащитные свойства материала. В работе [41] показано, что введение гидроксида алюминия способствует повышению огнестойкости фенольных стеклопластиков, однако избыток наполнителя приводит к снижению механической прочности вследствие нарушения сплошности матрицы. Поэтому при разработке модифицированных ФФС необходимо учитывать компромисс между пожаробезопасными и механическими характеристиками.

Современные исследования также направлены на использование гибридных армирующих структур, сочетающих стеклянные и углеродные волокна. В работе [42] показано, что гибридизация армирования позволяет повысить прочность и ударную вязкость композита благодаря сочетанию высокой жесткости углеродных волокон и повышенной деформационной способности стекловолокна. Использование подобных структур особенно перспективно в сочетании с модифицированными фенольными матрицами.

Существенное влияние на механические характеристики стеклопластиков оказывает межфазное взаимодействие между стекловолокном и фенольной матрицей. В работах [9, 43] показано, что прочность композита в значительной степени определяется адгезией на границе раздела фаз. Недостаточная совместимость поверхности стеклянных волокон с фенольной матрицей приводит к преждевременному межслойному разрушению, образованию дефектов и снижению прочности при растяжении. Одним из наиболее эффективных методов повышения адгезии является применение силановых аппретов. Силаны образуют химические связи как с гидроксильными группами поверхности стекловолокна, так и с реакционноспособными группами фенольной смолы, формируя прочный межфазный слой. Использование силановых модификаторов позволяет существенно повысить межслойную прочность, сопротивление расслоению и долговечность стеклопластиков [44]. Согласно данным работы [45], применение аминопропилтриэтоксисилана приводит к заметному увеличению прочности при растяжении и изгибе благодаря улучшению передачи напряжений между волокном и матрицей. Дополнительное преимущество силановой обработки – снижение вероятности образования межфазных дефектов и повышение влагостойкости композита.

В данной статье рассматривается влияние состава термореактивных связующих на механические и пожаробезопасные свойства получаемых стеклопластиков для материалов интерьера авиационной техники.

Работа выполнена в рамках комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» комплексной научной проблемы 13.1. «Связующие для полимерных и композиционных материалов конструкционного и специального назначения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Данную работу выполняли на экспериментальных композициях, в составе которых в качестве полимерной основы применяли смеси термореактивных фенольных и модифицированных эпоксидных смол. В качестве модифицирующих добавок и антипиренов добавляли широко используемые: гидроксид алюминия, трифенилфосфат, полифосфат аммония, терморасширяемый графит и низкомолекулярный уретановый каучук марки ПДИ-3АК.

Для сравнения полученных результатов использовали данные на разработанные в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ фенолформальдегидное связующее марки РС-Н (ТУ 1-595-12-896–2006) и эпоксидные связующие марок ЭДТ-69Н (ТУ 1-595-584–2006) и ВС-77 (ТУ 20.14.63-156-07545412–2024).

Исследуемые композиции изготавливали путем механического смешения смол, модифицирующих добавок и антипиренов в стеклянных или металлических реакторах объемом до 3 л. Содержание дисперсной фазы в составах композиций варьировали от 10 до 40 % (по массе).

Для изготовления препрегов на основе экспериментальных композиций использовали полую стеклоткань сатинового плетения марки Т-15(П)-76 с поверхностной плотностью 160 г/м². Стеклопластики изготавливали методом прямого прессования по ступенчатому температурному режиму с толщиной монослоя 0,14–0,17 мм и средним содержанием связующего 30±2 %. Изготавливали и исследовали препреги и стеклопластики только тех композиций, технологические свойства которых оптимально подходили для переработки в препрег.

Определяли следующие свойства стеклопластиков на основе экспериментальных композиций:

- температуру стеклования по ГОСТ Р 57739–2017;
- предел прочности при растяжении по ГОСТ Р 56785–2015;
- модуль упругости при растяжении по ГОСТ Р 56785–2015;
- прочность при статическом изгибе по ГОСТ Р 56805–2015;
- модуль упругости при изгибе по ГОСТ Р 56805–2015;
- кажущийся предел прочности при межслойном сдвиге по ГОСТ 32659–2014;
- тепловыделение по АП-25 (Приложение F, Часть IV);
- дымообразование по АП-25 (Приложение F, Часть V) и ГОСТ 24632–81;
- горючесть по АП-25 (Приложение F, Часть I) и ГОСТ Р 57924–2017.

Микроструктурные исследования проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа в режиме вторичных электронов при увеличениях от ×600 до ×10000. Подготовку образцов для исследования микроструктуры проводили по специальной методике (ММ 1.595-12-243–2007), разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

В настоящее время в России действуют нормы летной годности НЛГ-25 и НЛГ-29, которые регламентируют требования к летной годности самолетов и вертолетов транспортной категории. В обоих случаях большое внимание уделяется пожаробезопасности материалов интерьера, однако уровень требований, объем испытаний и критерии оценки существенно различаются вследствие особенностей эксплуатации воздушных судов, их размеров, вместимости и возможностей эвакуации.

В нормах НЛГ-25 предъявляются наиболее жесткие требования к материалам интерьера. Помимо требований по горючести, добавляются требования по дымообразованию и тепловыделению, но они относятся только к крупным элементам интерьера

пассажирских салонов, таким как боковые панели, потолки, перегородки, багажные полки, кухонные модули и т. д., в свою очередь, для панелей багажного отделения и панелей пола такие требования отсутствуют [46, 47].

Именно различием требований объясняется более широкое применение фенольных стеклопластиков в интерьерах гражданских самолетов, тогда как в вертолетной технике чаще допускается использование модифицированных эпоксидных систем с менее жесткими характеристиками по пожаробезопасности.

Рассмотрим пример: в вертолетной технике широко используются материалы на основе эпоксидного связующего ЭДТ-69Н, в составе которого содержатся эпокситрифенольная смола и галогенсодержащая эпоксидная смола для снижения показателей по горючести [48]. В свою очередь, в 2024 г. в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработано расплавное эпоксидное связующее марки ВС-77. Для улучшения показателей по пожаробезопасности и снижения дымообразования в его составе использовали эпоксиноволачную смолу и смесь антипиренов, не содержащих галогены, при этом механические свойства связующего ВС-77 также повысились [49].

Для снижения показателей по тепловыделению эпоксидных связующих проводили модификацию связующего ВС-77 – образцы ЭН-1 и ЭН-2 (табл. 1). Увеличение количества минеральных антипиренов не привело к положительным результатам. Показатели по тепловыделению даже увеличились, а предел прочности при растяжении немного снизился.

Таблица 1

**Механические и пожаробезопасные свойства стеклопластиков
на основе эпоксидных связующих**

Свойства	Значения свойств для стеклопластиков на основе ткани Т-15(П)-76			
	ЭДТ-69Н	ВС-77	ЭН-1	ЭН-2
Предел прочности при растяжении, МПа	460	447	425	420
Модуль упругости при растяжении, ГПа	21	24	21	22
Прочность при статическом изгибе, МПа	500	696	–	–
Модуль упругости при изгибе, ГПа	–	24	–	–
Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа	39	56	–	–
Температура стеклования, °С	140	119	–	139
Горючесть при толщине стеклопластика 0,3 мм	Самозатухающий	Трудносгорающий	–	–
Дымообразование	Сильнодымящий	Среднедымящий	–	–
Максимальная скорость выделения тепла (пик), кВт/м ² /общее количество выделившегося тепла за первые 2 мин, кВт·мин/м ² (при толщине стеклопластика 0,3 мм)	–	55/31 (45/21)*	–	58/28
* Показатель для связующего ВС-77, модифицированного графитом.				

Наиболее эффективным способом модификации стеклопластика на основе эпоксидного связующего ВС-77 оказалось введение графита на стадии переработки препрега стеклопластика. Показатели максимальной скорости выделения тепла и общее количество выделившегося тепла снизились с 55 до 45 кВт/м² и с 31 до 21 кВт·мин/м² соответственно. При этом прочностные характеристики не изменились.

Модификация эпоксидных связующих позволяет получать стеклопластики с показателями по тепловыделению, соответствующими требованиям норм НЛГ-25, но так как в конструкциях интерьерных панелей применяются в основном трехслойные панели с декоративной отделкой (пленки, ламинированные панели, лакокрасочные системы и др.), то по данным показателям стеклопластики должны иметь дополнительный эксплуатационный резерв.

В 2006 г. в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработано фенолформальдегидное связующее марки РС-Н, представляющее собой высококонцентрированный раствор фенолформальдегидных олигомеров резольного и новолачного типа в органическом растворителе без применения антипиренов [50]. Разработанные материалы для интерьера на его основе полностью отвечают требованиям по пожаробезопасности в соответствии с нормами АП-25 и НЛГ-25. Данные на стеклопластики приведены в табл. 2.

Таблица 2

Механические и пожаробезопасные свойства стеклопластиков на основе фенолформальдегидных связующих

Свойства	Значения свойств для стеклопластиков на основе ткани Т-15(П)-76				
	ЭР-1	ЭР-2	ЭР-3	ЭР-4	РС-Н
Предел прочности при растяжении, МПа	128	191	202	383	235
Модуль упругости при растяжении, ГПа	18	21	24	26	22
Прочность при статическом изгибе, МПа	—	—	—	397	345
Модуль упругости при изгибе, ГПа	—	—	—	20	—
Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа	—	—	—	32	31
Температура стеклования, °С	166	178	170	174	147
Горючесть при толщине стеклопластика 0,3 мм	—	—	—	Трудносгорающий	Самозатухающий
Дымообразование	—	—	—	Слабодымящий	
Максимальная скорость выделения тепла (пик), кВт/м ² /общее количество выделившегося тепла за первые 2 мин, кВт·мин/м ² (при толщине стеклопластика 0,3 мм)	33/15	—	—	22/12	25/23

Помимо пожаробезопасных свойств материалов, важны и механические характеристики, поэтому проведены исследования по модификации фенолформальдегидного связующего различными добавками – композиции ЭР (табл. 2).

Традиционно фенолформальдегидные связующие применяются в виде растворов, однако растворная технология может ухудшать физико-механические показатели изготавливаемых деталей из-за образования летучих продуктов при отверждении. Расплавные технологии позволяют снизить пористость пластиков, обеспечивают более точное содержание связующего в препреге, повышают экологичность и безопасность производства.

Композиция ЭР-1 состоит из смеси резольной, эпоксисиловолачной и эпоксианилиновой смол с добавлением мелкодисперсных антипиренов. Долю антипиренов в композиции определяли по возможности совмещения с полимерной основой и требуемой вязкостью для переработки в препрег. В композиции ЭР-2 эпоксианилиновую смолу заменили на бифункциональный эпоксидный разбавитель для снижения вязкости системы и добавили низкомолекулярный уретановый каучук марки ПДИ-ЗАК, что привело к улучшению показателя по прочности при растяжении (композиция ЭР-3).

Повышение прочности при растяжении стеклопластика положительно влияет на сопротивление отдиру обшивки от сот. При растяжении обшивки в зоне изгиба верхние слои воспринимают растягивающие напряжения; если матрица хорошо удерживает стеклянные волокна и эффективно передает нагрузку, то обшивка дольше сохраняет целостность. При слабой адгезии между фенольной матрицей и стеклотканью, наличии пористости или микротрещин растягивающие напряжения вызывают преждевременное расслоение, уменьшающее фактическое усилие отдира.

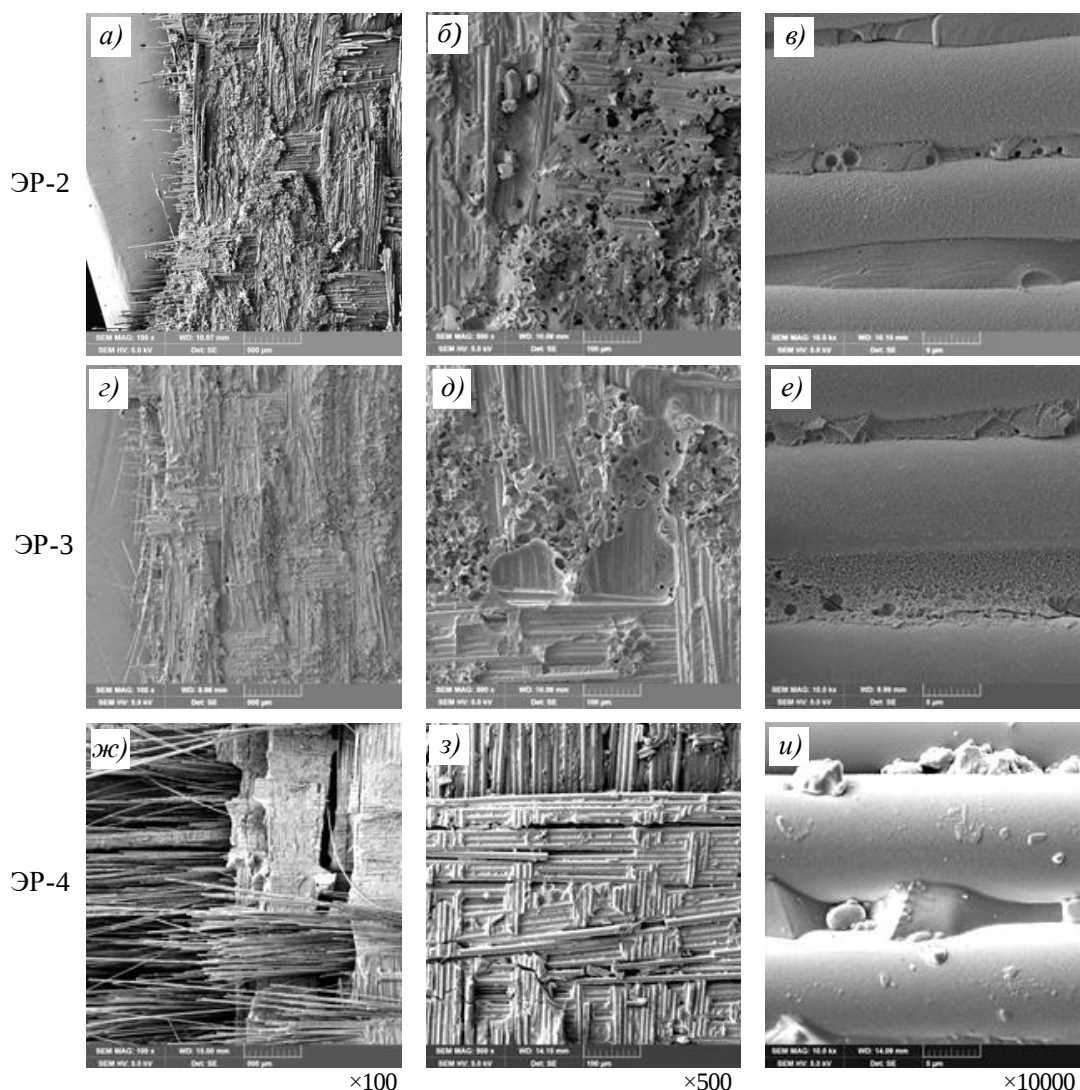
При этом в случае чрезмерной жесткости обшивки не всегда однозначно повышается прочность соединения. В очень жесткой, но хрупкой фенольной матрице могут хуже перераспределяться локальные напряжения, особенно при ударных или циклических нагрузках. В этом случае разрушение может переходить от плавного отдира к хрупкому отрыву с резким распространением трещины. Поэтому оптимальным является не просто повышение модуля упругости стеклопластика, а сочетание достаточной жесткости, высокой межслойной прочности и хорошей адгезии к сотам.

В связи с этим для увеличения прочности и модуля упругости стеклопластика проводили исследования по влиянию соотношения компонентов полимерной смеси на прочностные характеристики. На основании полученных данных оптимальной выбрана композиция ЭР-4, не содержащая дисперсных наполнителей.

Методом сканирующей электронной микроскопии проведены микроструктурные исследования поверхности расслоения стеклопластиков на основе композиций ЭР-2, ЭР-3 и ЭР-4 после испытания на растяжение.

Выявлены основные различия микроструктуры поверхностей разрушения стеклопластиков на основе композиций ЭР-2, ЭР-3 и ЭР-4 после испытания на растяжение. Установлено, что во всех трех случаях, механизм расслоения стеклопластиков смешанный – расслоение происходит как по полимерной матрице, так и по стеклянному волокну (см. рисунок). В стеклопластиках на основе композиций ЭР-2 и ЭР-3 обнаружены участки с крупными воздушными пустотами, а также множественные микропоры в пленке матрицы и в матрице между волокнами (см. рисунок, б, д). Полимерная матрица в этих стеклопластиках имеет участки локальной неоднородности, образование таких участков связано с неравномерным распределением дисперсного наполнителя (см. рисунок, а, б, г, д). Матрица между волокнами в стеклопластиках на основе композиций ЭР-2 и ЭР-3 разрушается без образования торсионов, что свидетельствует о низкой адгезии полимерной матрицы к поверхности стеклянного волокна (см. рисунок, в, е). Модифицирующие компоненты в составе композиции ЭР-4 в стеклопластике образуют малопористую гомогенную полимерную матрицу, что свидетельствует о высокой степени их совмещения (см. рисунок, ж, з). Важно отметить наличие торсионов в матрице

между стеклянными волокнами в стеклопластике на основе композиции ЭР-4, что свидетельствует о хорошей смачиваемости волокна связующим и повышении адгезии на границе раздела «волокно–матрица» (см. рисунок, *и*).



Микроструктуры поверхности разрушения стеклопластиков на основе композиций ЭР-2 (*а–в*), ЭР-3 (*г–е*) и ЭР-4 (*ж–и*) после испытания на растяжение при температуре 20 °С

Заключения

Проведенный анализ научно-технических литературных данных показал, что при разработке стеклопластиков для материалов интерьера авиационной техники повышение пожаробезопасности должно рассматриваться совместно с обеспечением механических свойств и технологичности. Для эпоксидного связующего ВС-77 наиболее эффективным приемом снижения тепловыделения стало введение графита на стадии переработки препрега: максимальная скорость тепловыделения и суммарное тепловыделение уменьшились без заметного снижения прочности. Однако для трехслойных панелей с декоративной отделкой требуется большой запас по пожаробезопасности, что обосновывает переход к модификации фенолформальдегидных связующих. Установлено, что свойства фенольных стеклопластиков определяются соотношением компонентов матрицы, качеством пропитки стеклоткани, пористостью и межфазным взаимодействием.

Композиции ЭР-2 и ЭР-3 характеризуются микропористостью и локальной неоднородностью, что ограничивает адгезию матрицы к стекловолокну и снижает сопротивление расслоению. Оптимальной признана композиция ЭР-4, формирующая гомогенную и беспористую структуру с хорошей смачиваемостью волокон. Это обеспечивает повышение прочности и модуля упругости стеклопластика, улучшение межслойной прочности при сохранении высоких показателей пожаробезопасности. Полученные результаты подтверждают перспективность модификации фенольных связующих для интерьерных конструкций.

Полученные данные позволили разработать новое расплавное связующее марки РС-Нр (ТУ 1-595-12-896-2006, Изменение № 5) и стеклопластики на его основе с улучшенными прочностными характеристиками и показателями по пожаробезопасности в соответствии с нормами НЛГ-25.

Список источников

1. Барботько С.Л. Требования авиационных норм и применяемые методы оценки пожарной безопасности // Полимерные материалы пониженной горючести: сб. тез. XII Междунар. конф. (Балашиха, 09–12 сентября 2025 года). Балашиха: Всерос. науч.-исслед. ин-т противопожарной обороны МЧС РФ, 2025. С. 430–436.
2. Kim M., Choe J., Lee D.G. Development of the Fire Retardant Glass Fabric/Carbonized Phenolic Composite // *Composite Structures*. 2016. Vol. 158. P. 272–280. DOI: 10.1016/j.compstruct.2016.04.003.
3. Mouritz A.P., Gibson A.G. *Fire Properties of Polymer Composite Materials*. Dordrecht: Springer, 2006. 400 p.
4. Gardziella A., Pilato L., Knop A. *Phenolic Resins: Chemistry, Applications, Standardization, Safety and Ecology*. 2nd ed. Berlin: Springer, 2000. 584 p. DOI: 10.1007/978-3-662-04101-7.
5. Zaks Y., Lo J., Raucher D., Pearce E.M. Some Structure-Property Relationships in Polymer Flammability: Studies of Phenolic-Derived Polymers // *Journal of Applied Polymer Science*. 1982. Vol. 27. P. 913–930. DOI: 10.1002/app.1982.070270311.
6. Charalambides M.N., Williams J.G. Fracture toughness characterization of phenolic resin and its composite // *Polymer Composites*. 1995. Vol. 16. No. 1. P. 17–28. DOI: 10.1002/pc.750160105.
7. Zhou D.-P., Fan H. Mechanical and High-Temperature Properties of Glass Fibers Reinforced Phenolic Composites // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2008. Vol. 27. No. 13. P. 1449–1460. DOI: 10.1177/0731684407086613.
8. Shudo Y., Izumi A., Hagita K. et al. Structure-Mechanical Property Relationships in Crosslinked Phenolic Resin Investigated by Molecular Dynamics Simulation // *Polymer*. 2017. Vol. 116. P. 506–514. DOI: 10.1016/j.polymer.2017.02.037.
9. Tavakoli S.M., Avella M., Phillips M.G. Fibre/Resin Compatibility in Glass/Phenolic Laminating Systems // *Composites Science and Technology*. 1990. Vol. 39. No. 2. P. 127–145. DOI: 10.1016/0266-3538(90)90051-6.
10. Naveen J., Chitra F., Naveen Kumar M. Mechanical Properties of Phenolic Resins // *Phenolic Resins: A Century of Progress and Their Future Applications*. 2026. P. 443–470. DOI: 10.1016/B978-0-323-95660-4.00011-8.
11. Gibson R.F. *Principles of Composite Material Mechanics*. 4th ed. Boca Raton: CRC Press, 2016. 694 p.
12. Wolfrum J., Ehrenstein G.W. Interdependence between the Curing, Structure, and the Mechanical Properties of Phenolic Resins // *Journal of Applied Polymer Science*. 1999. Vol. 74. No. 4. P. 779–786. DOI: 10.1002/(SICI)1097-4628(19991024)74:4<779::AID-APP7>3.0.CO;2-7.
13. Tang K., Zhang A., Ge T. et al. Research progress on modification of phenolic resin // *Materials Today Communications*. 2021. Vol. 26. Art. 101879. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352492820328907> (дата обращения: 17.05.2026). DOI: 10.1016/j.mtcomm.2020.101879.
14. Charalambides M.N., Williams J.G. Fracture Toughness Characterization of Phenolic Resin and Its Composite // *Journal of Composite Materials*. 1995. Vol. 29. No. 7. P. 892–905. DOI: 10.1002/pc.750160105.

15. 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.
16. Синяков С.Д., Застрогина О.Б., Павлюк Б.Ф. Композиции на основе фенолформальдегидных смол, модифицированных поливинилацетатами (обзор) // *Новости материаловедения*. Наука и техника. 2018. № 1–2 (29). С. 56–67. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 04.05.2026).
17. Лукина Н.Ф., Котова Е.В., Петрова А.П., Исаев А.Ю. Улучшение свойств фенолформальдегидных клеев при модификации их поливинилацетатами // *Труды ВИАМ*. 2022. № 7 (113). С. 27–36. URL: <https://viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7- 27-36.
18. Ma C.C.M., Lee C.T., Wu H.D. Mechanical properties, thermal stability, and flame retardance of pultruded fiber-reinforced poly(ethylene oxide)-toughened novolak-type phenolic resin // *Journal of Applied Polymer Science*. 1998. Vol. 69. No. 6. P. 1129–1136. DOI: 10.1002/(SICI)1097-4628(19980808)69:6<1129::AID-APP10>3.0.CO;2-O.
19. Wang F.Y., Ma C.C.M., Wu W.J. Mechanical properties, morphology and flame retardance of glass fiber-reinforced polyamide-toughened novolak-type phenolic resin // *Journal of Applied Polymer Science*. 1999. Vol. 73. P. 881–887. DOI: 10.1002/(SICI)1097-4628(19990808)73:6<881::AID-APP4>3.0.CO;2-I.
20. Li D., Hu X., Huang Z. et al. Effect of several modifiers on the mechanical and tribological properties of phenol formaldehyde resin // *High Performance Polymers*. 2018. Vol. 30. No. 5. P. 580–590. DOI: 10.1177/0954008317710317.
21. Taheri H., Oliaei M., Ipakchi H., Saghaf H. Toughening phenolic composite laminates by interleaving hybrid pyrolytic carbon/polyvinyl butyral nanomat // *Composites Part B: Engineering*. 2020. Vol. 191. Art. 107981. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836819351030> (дата обращения 14.05.2026). DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.107981/.
22. Ipakchi H., Rezadoust A.M., Esfandeh M., Rezaei M. Improvement of interlaminar fracture toughness of phenolic laminates interleaved with electrospun polyvinyl butyral nanofibers // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2020. Vol. 105. Art. 102406. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167844219301466> (дата обращения: 21.05.2026). DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102406.
23. Cardona F., Kin-Tak A.L., Fedrigo J. Novel phenolic resins with improved mechanical and toughness properties // *Journal of Applied Polymer Science*. 2012. Vol. 123. No. 4. P. 2131–2139. DOI: 10.1002/app.34719.
24. Derakhshandeh B., Shojaei A., Faghihi M. Effects of rubber curing ingredients and phenolic-resin on mechanical, thermal, and morphological characteristics of rubber/phenolic-resin blends // *Journal of Applied Polymer Science*. 2008. Vol. 108. No. 6. P. 3808–3821. DOI: 10.1002/app.28034.
25. Gopala Krishnan P.S., Venkatesan N., Adhinarayanan K. Effect of phenolic resin structure on the bonding properties of nitrile rubber-based adhesives // *Journal of Adhesion Science and Technology*. 2004. Vol. 18 (13). P. 1483–1495. DOI: 10.1163/1568561042411240.
26. Ghosh P., Banerjee S.S., Khastgir D. Performance assessment of hybrid fibrous fillers on the tribological and thermo-mechanical behaviors of elastomer modified phenolic resin friction composite // *SN Applied Sciences*. 2020. Vol. 2. P. 1–14. DOI: 10.1007/s42452.020.
27. Nawaz R., Rashid N., Ali Z. et al. 7 Effects on Thermal and Ablative Properties of Phenolic Resin (Novolac) Blended Acrylonitrile Butadiene Rubber // *Fibers and Polymers*. 2018. No. 19. P. 1318–1326. DOI: 10.1007/s12221-018-8075-5.
28. Yu Z., Li J., Yang L. et al. Synthesis and properties of nano carboxylic acrylonitrile butadiene rubber latex toughened phenolic resin // *Journal of Applied Polymer Science*. 2012. No. 123. P. 1079–1084. DOI: 10.1002/app.34573.
29. Rutnakornpituk M. Modification of epoxy–novolac resins with polysiloxane containing nitrile functional groups: synthesis and characterization // *European Polymer Journal*. 2005. No. 41. P. 1043–1052. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2004.11.013.

30. Ebrahimi H., Roghani-Mamaqani H., Salami-Kalajahi M. et al. Chemical incorporation of epoxymodified graphene oxide into epoxy/novolac matrix for the improvement of thermal characteristics // *Carbon Letters*. 2020. No. 30. P. 13–22. DOI: 10.1007/s42823-019-00065-5.
31. Patel M., Yadav M., Raj M. Development in the Modification of Phenolic Resin by Renewable Resources: (A-Review) // *Oriental Journal of Chemistry*. 2023. No. 39. P. 867–880. DOI: 10.13005/ojc/390407.
32. Lei Z., Ji J., Wu Q. et al. Curing behavior and microstructure of epoxy-POSS modified novolac phenolic resin with different substitution degree // *Polymer*. 2019. Vol. 178. Art. 121587. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0032386119305713> (дата обращения: 14.05.2026). DOI: 10.1016/j.polymer.2019.121587.
33. Munoz J.-C., Ku H., Cardona F., Rogers D. Effects of catalysts and post-curing conditions in the polymer network of epoxy and phenolic resins: Preliminary results // *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 202. P. 486–492. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.10.025.
34. Manfredi L.B., Fraga A.N., Vázquez A. Influence of the network structure and void content on hygrothermal stability of resol resin modified with epoxy-amine // *Journal of Applied Polymer Science*. 2006. Vol. 102. P. 588–597. DOI: 10.1002/app.24323.
35. Tyberg C.S., Sankarapandian M., Bears K. et al. Tough, void-free, flame retardant phenolic matrix materials // *Construction and Building Materials*. 1999. Vol. 13. P. 343–353. DOI: 10.1016/S0950-0618(99)00022-7.
36. Auad M.L., Zhao L., Shen H., Nutt S.R., Sorathia U. Flammability properties and mechanical performance of epoxy modified phenolic foams // *Journal of Applied Polymer Science*. 2007. Vol. 104. P. 1399–1407. DOI: 10.1002/app.24405.
37. Yang W., Rallini M., Natali M. et al. Preparation and properties of adhesives based on phenolic resin containing lignin micro and nanoparticles: A comparative study // *Materials & Design*. 2019. Vol. 161. P. 55–63. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.032.
38. Chen J., Zhang W., Liu J. et al. Improved thermal stability of phenolic resin by graphene-encapsulated nano-SiO₂ hybrids // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. 2019. Vol. 135. P. 2377–2387. DOI: 10.1007/s10973-018-7325-5.
39. Деев И.С., Застрогина О.Б., Швец Н.И. Влияние наномодификаторов на микроструктуру и механическую прочность стеклотекстолита на основе фенолоформальдегидного связующего // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. № 5. С. 55–60.
40. Bakhshi B., Heydarian M. Study of mechanical, flame, and water stability of phenolic resin/carbon fiber/nanosilica composites // *Polymer Composites*. 2021. No. 42 (8). P. 3892–3898. DOI: 10.1002/pc.26101.
41. Santhosh M.S., Thangavel T., Sasikumar R. et al. Mechanical and Fire Performance of Aluminium Hydroxide Filled E-Glass/Phenolic Hybrid Composites // *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 45. P. 6662–6668. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.08.649.
42. Zhang J., Chaisombat K., He S., Wang C. Hybrid Composite Laminates Reinforced with Glass/Carbon Woven Fabrics for Lightweight Load Bearing Structures // *Materials and Design*. 2012. Vol. 36. P. 75–80. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.11.006.
43. Morii T., Ivens J., Verpoest I. Interfacial Effects on the Mechanical Properties of Glass/Phenolic Composites // *Advanced Composites Letters*. 1999. Vol. 8. No. 6. P. 295–302. DOI: 10.1177/096369359900800604.
44. Hu X., Zeng J., Dai W. et al. EPDM/vinyl triethoxysilane modified phenol formaldehyde resin composite // *Polymer Bulletin*. 2011. No. 66 (5). P. 703–710. DOI: 10.1007/s00289-010-0374-y.
45. Wu Q., Zhang C., Liang W. Effect of Silane Coupling Agent on Interfacial Adhesion of Glass Fiber/Phenolic Resin Composites // *Applied Surface Science*. 2014. Vol. 320. P. 696–701. DOI: 10.1006/jcis.2001.7788.
46. Сарычев И.А., Серкова Е.А., Хмельницкий В.В., Застрогина О.Б. Термореактивные связующие для материалов панелей пола летательных аппаратов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2019. № 7 (79). С. 26–33. URL: <https://viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-26-33.

47. Баранников А.А., Вешкин Е.А., Шершак П.В., Галиуллин А.Р. Панели пола салона и багажно-грузового отсека из полимерных композиционных материалов современного отечественного самолета. Часть 1. Разнообразие требований отечественных разработчиков воздушных судов к панелям пола салона и багажно-грузового отсека из полимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2025. № 12 (154). С. 25–36. URL: <https://viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-25-36.
48. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П., Пономаренко С.А., Долгова Е.В., Павлюк Б.Ф. Свойства связующего ЭДТ-69Н и ПКМ на его основе // Труды ВИАМ. 2018. № 4 (64). С. 28–37. URL: <https://viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-28-37.
49. Колпачков Е.Д., Вавилова М.И., Серкова Е.А., Долгов Э.Ю., Антипов В.В. ПКМ нового поколения на основе стеклянных наполнителей для изготовления элементов интерьера вертолетной техники // Труды ВИАМ. 2024. № 10 (140). С. 63–73. URL: <https://viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-63-73.
50. Застрогина О.Б., Швец Н.И., Постнов В.И., Серкова Е.А. Фенолформальдегидные связующие нового поколения для материалов интерьера // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 265–272.

References

1. Barbotko S.L. Requirements of aviation standards and applied methods of fire safety assessment. *Polymeric materials of low flammability*: collection of abstracts of the XII Int. Conf. (Balashikha, September 9–12, 2025). Balashikha: All-Rus. Research Institute of Fire Defense of the Ministry of Emergency Situations of the Russian Federation, 2025, pp. 430–436.
2. Kim M., Choe J., Lee D.G. Development of the Fire Retardant Glass Fabric/Carbonized Phenolic Composite. *Composite Structures*, 2016, vol. 158, pp. 272–280. DOI: 10.1016/j.compstruct.2016.04.003.
3. Mouritz A.P., Gibson A.G. *Fire Properties of Polymer Composite Materials*. Dordrecht: Springer, 2006, 400 p.
4. Gardziella A., Pilato L., Knop A. *Phenolic Resins: Chemistry, Applications, Standardization, Safety and Ecology*. 2nd ed. Berlin: Springer, 2000, 584 p. DOI: 10.1007/978-3-662-04101-7.
5. Zaks Y., Lo J., Raucher D., Pearce E.M. Some Structure-Property Relationships in Polymer Flammability: Studies of Phenolic-Derived Polymers. *Journal of Applied Polymer Science*, 1982, vol. 27, pp. 913–930. DOI: 10.1002/app.1982.070270311.
6. Charalambides M.N., Williams J.G. Fracture toughness characterization of phenolic resin and its composite. *Polymer Composites*, 1995, vol. 16, no. 1, pp. 17–28. DOI: 10.1002/pc.750160105.
7. Zhou D.-P., Fan H. Mechanical and High-Temperature Properties of Glass Fibers Reinforced Phenolic Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2008, vol. 27, no. 13, pp. 1449–1460. DOI: 10.1177/0731684407086613.
8. Shudo Y., Izumi A., Hagita K. et al. Structure-Mechanical Property Relationships in Crosslinked Phenolic Resin Investigated by Molecular Dynamics Simulation. *Polymer*, 2017, vol. 116, pp. 506–514. DOI: 10.1016/j.polymer.2017.02.037.
9. Tavakoli S.M., Avella M., Phillips M.G. Fibre/Resin Compatibility in Glass/Phenolic Laminating Systems. *Composites Science and Technology*, 1990, vol. 39, no. 2, pp. 127–145. DOI: 10.1016/0266-3538(90)90051-6.
10. Naveen J., Chitra F., Naveen Kumar M. Mechanical Properties of Phenolic Resins. *Phenolic Resins: A Century of Progress and Their Future Applications*, 2026, pp. 443–470. DOI: 10.1016/B978-0-323-95660-4.00011-8.
11. Gibson R.F. *Principles of Composite Material Mechanics*. 4th ed. Boca Raton: CRC Press, 2016, 694 p.
12. Wolfrum J., Ehrenstein G.W. Interdependence between the Curing, Structure, and the Mechanical Properties of Phenolic Resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 1999, vol. 74, no. 4, pp. 779–786. DOI: 10.1002/(SICI)1097-4628(19991024)74:4<779::AID-APP7>3.0.CO;2-7.
13. Tang K., Zhang A., Ge T. et al. Research progress on modification of phenolic resin. *Materials Today Communications*, 2021, vol. 26, art. 101879. Available at: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352492820328907> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.1016/j.mtcomm.2020.101879.

14. Charalambides M.N., Williams J.G. Fracture Toughness Characterization of Phenolic Resin and Its Composite. *Journal of Composite Materials*, 1995, vol. 29, no. 7, pp. 892–905. DOI: 10.1002/pc.750160105.
15. Zastrogina O.B., Serkova E.A., Sarychev I.A., Vavilova M.I. Influence of Russian and Chinese vinylflex on the properties of the VFT binder and fiberglass based on it. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.
16. Sinyakov S.D., Zastrogina O.B., Pavlyuk B.F. Composites based on phenol-formaldehyde resins modified with polyvinyl acetals (review). *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*, 2018, no. 1–2 (29), pp. 56–67. Available at: <http://www.materialsnews.ru> (accessed: May 04, 2026).
17. Lukina N.F., Kotova E.V., Petrova A.P., Isaev A.Yu. Improvement of properties of fenolformaldegidny adhesives when updating by their polyvinylacetals. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 27–36. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7- 27-36.
18. Ma C.C.M., Lee C.T., Wu H.D. Mechanical properties, thermal stability, and flame retardance of pultruded fiber-reinforced poly(ethylene oxide)-toughened novolak-type phenolic resin. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 69, no. 6, pp. 1129–1136. DOI: 10.1002/(SICI)1097-4628(19980808)69:6<1129::AID-APP10>3.0.CO;2-O.
19. Wang F.Y., Ma C.C.M., Wu W.J. Mechanical properties, morphology and flame retardance of glass fiber-reinforced polyamide-toughened novolac-type phenolic resin. *Journal of Applied Polymer Science*, 1999, vol. 73, pp. 881–887. DOI: 10.1002/(SICI)1097-4628(19990808)73:6<881::AID-APP4>3.0.CO;2-I.
20. Li D., Hu X., Huang Z. et al. Effect of several modifiers on the mechanical and tribological properties of phenol formaldehyde resin. *High Performance Polymers*, 2018, vol. 30, no. 5, pp. 580–590. DOI: 10.1177/0954008317710317.
21. Taheri H., Oliaei M., Ipakchi H., Saghaf H. Toughening phenolic composite laminates by interleaving hybrid pyrolytic carbon/polyvinyl butyral nanomat. *Composites Part B: Engineering*, 2020, vol. 191, art. 107981. Available at: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1359836819351030> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.107981/.
22. Ipakchi H., Rezadoust A.M., Esfandeh M., Rezaei M. Improvement of interlaminar fracture toughness of phenolic laminates interleaved with electrospun polyvinyl butyral nanofibers. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2020, vol. 105, art. 102406. Available at: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167844219301466> (accessed: May 21, 2026). DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102406.
23. Cardona F., Kin-Tak A.L., Fedrigo J. Novel phenolic resins with improved mechanical and toughness properties. *Journal of Applied Polymer Science*, 2012, vol. 123, no. 4, pp. 2131–2139. DOI: 10.1002/app.34719.
24. Derakhshandeh B., Shojaei A., Faghihi M. Effects of rubber curing ingredients and phenolic-resin on mechanical, thermal, and morphological characteristics of rubber/phenolic-resin blends. *Journal of Applied Polymer Science*, 2008, vol. 108, no. 6, pp. 3808–3821. DOI: 10.1002/app.28034.
25. Gopala Krishnan P.S., Venkatesan N., Adhinarayanan K. Effect of phenolic resin structure on the bonding properties of nitrile rubber-based adhesives. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 2004, vol. 18 (13), pp. 1483–1495. DOI: 10.1163/1568561042411240.
26. Ghosh P., Banerjee S.S., Khastgir D. Performance assessment of hybrid fibrous fillers on the tribological and thermo-mechanical behaviors of elastomer modified phenolic resin friction composite. *SN Applied Sciences*, 2020, vol. 2, pp. 1–14. DOI: 10.1007/s42452.020.
27. Nawaz R., Rashid N., Ali Z. et al. 7 Effects on Thermal and Ablative Properties of Phenolic Resin (Novolac) Blended Acrylonitrile Butadiene Rubber. *Fibers and Polymers*, 2018, no. 19, pp. 1318–1326. DOI: 10.1007/s12221-018-8075-5.
28. Yu Z., Li J., Yang L. et al. Synthesis and properties of nano carboxylic acrylonitrile butadiene rubber latex toughened phenolic resin. *Journal of Applied Polymer Science*, 2012, no. 123, pp. 1079–1084. DOI: 10.1002/app.34573.

29. Rutnakornpituk M. Modification of epoxy–novolac resins with polysiloxane containing nitrile functional groups: synthesis and characterization. *European Polymer Journal*, 2005, no. 41, pp. 1043–1052. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2004.11.013.
30. Ebrahimi H., Roghani-Mamaqani H., Salami-Kalajahi M. et al. Chemical incorporation of epoxymodified graphene oxide into epoxy/novolac matrix for the improvement of thermal characteristics. *Carbon Letters*, 2020, no. 30, pp. 13–22. DOI: 10.1007/s42823-019-00065-5.
31. Patel M., Yadav M., Raj M. Development in the Modification of Phenolic Resin by Renewable Resources: (A-Review). *Oriental Journal of Chemistry*, 2023, no. 39, pp. 867–880. DOI: 10.13005/ojc/390407.
32. Lei Z., Ji J., Wu Q. et al. Curing behavior and microstructure of epoxy-POSS modified novolac phenolic resin with different substitution degree. *Polymer*, 2019, vol. 178, art. 121587. Available at: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0032386119305713> (accessed: May 17, 2026). DOI: 10.1016/j.polymer.2019.121587.
33. Munoz J.-C., Ku H., Cardona F., Rogers D. Effects of catalysts and post-curing conditions in the polymer network of epoxy and phenolic resins: Preliminary results. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 202, pp. 486–492. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.10.025.
34. Manfredi L.B., Fraga A.N., Vázquez A. Influence of the network structure and void content on hygrothermal stability of resol resin modified with epoxy–amine. *Journal of Applied Polymer Science*, 2006, vol. 102, pp. 588–597. DOI: 10.1002/app.24323.
35. Tyberg C.S., Sankarapandian M., Bears K. et al. Tough, void-free, flame retardant phenolic matrix materials. *Construction and Building Materials*, 1999, vol. 13, pp. 343–353. DOI: 10.1016/S0950-0618(99)00022-7.
36. Auad M.L., Zhao L., Shen H., Nutt S.R., Sorathia U. Flammability properties and mechanical performance of epoxy modified phenolic foams. *Journal of Applied Polymer Science*, 2007, vol. 104, pp. 1399–1407. DOI: 10.1002/app.24405.
37. Yang W., Rallini M., Natali M. et al. Preparation and properties of adhesives based on phenolic resin containing lignin micro and nanoparticles: A comparative study. *Materials & Design*, 2019, vol. 161, pp. 55–63. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.11.032.
38. Chen J., Zhang W., Liu J. et al. Improved thermal stability of phenolic resin by graphene-encapsulated nano-SiO₂ hybrids. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2019, vol. 135, pp. 2377–2387. DOI: 10.1007/s10973-018-7325-5.
39. Deev I.S., Zastrogina O.B., Shvets N.I. Influence of nanomodifiers on the microstructure and mechanical strength of fiberglass based on phenol-formaldehyde binder. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2012, no. 5, pp. 55–60.
40. Bakhshi B., Heydarian M. Study of mechanical, flame, and water stability of phenolic resin/carbon fiber/nanosilica composites. *Polymer Composites*, 2021, no. 42 (8), pp. 3892–3898. DOI: 10.1002/pc.26101.
41. Santhosh M.S., Thangavel T., Sasikumar R. et al. Mechanical and Fire Performance of Aluminium Hydroxide Filled E-Glass/Phenolic Hybrid Composites. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 45, pp. 6662–6668. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.08.649.
42. Zhang J., Chaisombat K., He S., Wang C. Hybrid Composite Laminates Reinforced with Glass/Carbon Woven Fabrics for Lightweight Load Bearing Structures. *Materials and Design*, 2012, vol. 36, pp. 75–80. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.11.006.
43. Morii T., Ivens J., Verpoest I. Interfacial Effects on the Mechanical Properties of Glass/Phenolic Composites. *Advanced Composites Letters*, 1999, vol. 8, no. 6, pp. 295–302. DOI: 10.1177/096369359900800604.
44. Hu X., Zeng J., Dai W. et al. EPDM/vinyl triethoxysilane modified phenol formaldehyde resin composite. *Polymer Bulletin*, 2011, no. 66 (5), pp. 703–710. DOI: 10.1007/s00289-010-0374-y.
45. Wu Q., Zhang C., Liang W. Effect of Silane Coupling Agent on Interfacial Adhesion of Glass Fiber/Phenolic Resin Composites. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 320, pp. 696–701. DOI: 10.1006/jcis.2001.7788.
46. Sarychev I.A., Serkova E.A., Khmelnskiy V.V., Zastrogin O.B. Thermosetting binders for aircraft floor panel materials (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), pp. 26–33. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-26-33.

47. Barannikov A.A., Veshkin E.A., Shershak P.V., Galiullin An.R. Floor panels of the cabin and baggage and cargo compartment from polymer composite materials for modern domestic aircraft. Part 1. Diversity of requirements of domestic aircraft developers for cabin and baggage and cargo compartment floor panels from polymer composite materials. *Trudy VIAM*, 2026, no. 12 (154), pp. 25–36. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-25-36.
48. Muhametov R.R., Petrova A.P., Ponomarenko S.A., Dolgova E.V., Pavlyuk B.F. Properties of binder EDT-69N and polymer composites on its basis. *Trudy VIAM*, 2018, no. 4 (64), pp. 28–37. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-28-37.
49. Kolpachkov E.D., Vavilova M.I., Serkova E.A., Dolgov E.Yu., Antipov V.V. New generation PCM based on glass fillers for the manufacturing of interior elements of helicopter equipment. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), pp. 63–73. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-63-73.
50. Zastrogina O.B., Shvets N.I., Postnov V.I., Serkova E.A. Phenolformaldehyde binding new generation for interior materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 265–272.

Информация об авторах

Серкова Евгения Алексеевна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Застрогина Ольга Борисовна, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сарычев Игорь Анатольевич, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Скурихина Дарья Николаевна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Долгов Эдуард Юрьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

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

Olga B. Zastrogina, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor A. Sarychev, Research Associate, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Daria N. Skurikhina, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Eduard Yu. Dolgov, Engineer, «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 24.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.06.2026.

The article was submitted 24.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 30.06.2026.

Обзорная статья

УДК 544.47:661.898

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-108-121

**КОМПЛЕКСНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ ПАЛЛАДИЯ
КАК КАТАЛИЗАТОРЫ ДЛЯ РЕАКЦИЙ КРОСС-СОЧЕТАНИЯ
ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ*****Часть 2. Реакции Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека**В.А. Кириллова¹, А.А. Леонов², Я.Б. Платонова¹, С.В. Савилов¹¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова», Москва, Россия; dekanat@chem.msu.ru²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Рассмотрены каталитические системы на основе различных комплексов палладия для реакций Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека в гомогенном и гетерогенном вариантах. Показано, что использование селеноорганических и карбеновых лигандов позволяет достигать количественных выходов при сверхнизких загрузках катализатора. Рассмотрены подходы к иммобилизации комплексов на различные носители, обеспечивающие многократное использование катализаторов и минимальную потерю металла. Отмечена практическая значимость рассмотренных реакций для создания функциональных материалов с заданными характеристиками.

Ключевые слова: реакция Сузуки–Мияуры, реакция Мизороки–Хека, карбеновые комплексы, функциональные материалы, халькогенсодержащие лиганды, гетерогенный катализ, иммобилизация

Для цитирования: Кириллова В.А., Леонов А.А., Платонова Я.Б., Савилов С.В. Комплексные соединения палладия как катализаторы для реакций кросс-сочетания для получения функциональных материалов. Часть 2. Реакции Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 108–121. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-108-121.

Review article

**PALLADIUM COMPLEX COMPOUNDS
AS CATALYSTS FOR CROSS-COUPLING REACTIONS
FOR THE PREPARATION OF FUNCTIONAL MATERIALS
Part 2. Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck reactions**V.A. Kirillova¹, A.A. Leonov², Ya.B. Platonova¹, S.V. Savilov¹¹Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education Lomonosov Moscow State University, Moscow, Russia; dekanat@chem.msu.ru²Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The review considers catalytic systems based on a variety of palladium complexes for Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck reactions in homogeneous and heterogeneous versions. It has been shown that the use of organoselenium and carbene ligands makes it possible to achieve quantitative yields at ultra-low catalyst loads. Approaches to the immobilization of complexes onto different carriers that enable repeated use of catalysts and minimal metal loss are considered. The practical significance of the considered reactions for the creation of functional materials with specified characteristics is noted.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 6 (160), 2026.

Keywords: Suzuki–Miyaura reaction, Mizoroki–Heck reaction, carbene complexes, functional materials, chalcogen-containing ligands, heterogeneous catalysis, immobilization

For citation: Kirillova V.A., Leonov A.A., Platonova Ya.B., Savilov S.V. Palladium complex compounds as catalysts for cross-coupling reactions for the preparation of functional materials. Part 2. Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck reactions. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 108–121. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-108-121.

Введение

Вторая часть обзора посвящена реакциям Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека – двум фундаментальным методам палладий-катализируемых кросс-сочетаний, открытым соответственно в 1979 и 1972 гг. [1, 2]. В отличие от рассмотренной в первой части статьи реакции Соногаширы, требующей сокатализатора йодида меди (I) для образования тройной углерод-углеродной связи, реакции Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека (соответственно сочетание органических соединений бора и алкенов с арил- или винилгалогенидами) позволяют эффективно формировать одинарные и двойные углерод-углеродные связи. Получаемые в результате этих реакций арил- и винилпроизводные, а также замещенные алкены являются ключевыми структурными блоками множества природных соединений, фармацевтических препаратов и агрохимикатов. Более того, эти методы широко применяются для синтеза сопряженных полимеров – макромолекул с чередующимися одинарными и двойными связями, обладающих полупроводниковыми свойствами, высокой оптической активностью и электропроводностью [3, 4]. Благодаря уникальным характеристикам материалы, получаемые с помощью этих реакций, находят потенциальное применение в гибкой электронике, солнечных батареях, светодиодах, полевых транзисторах, а также в качестве химических датчиков [5], функциональных покрытий [6–8] и биомедицинских устройств для визуализации и терапии.

Реакция Сузуки–Мияуры Гомогенные катализаторы

В работе [9] в качестве катализаторов для реакции Сузуки–Мияуры использованы как хелатные комплексы палладия с селеноорганическими лигандами с различным размером хелатного кольца, так и пинцерные комплексы SeCSe-палладабициклов (рис. 1). Такой выбор лигандов, как объясняют авторы, связан с высоким сродством к Pd-центрам, что обеспечивает стабильную координацию и препятствует быстрому высвобождению палладия из цикла. Использование Se-содержащих хелатных комплексов позволило получить продукт кросс-сочетания с количественными выходами в течение 1–3 ч, причем содержание катализатора составило 0,1 % (мольн.). Уменьшение количества катализатора в 10 раз привело к увеличению продолжительности синтеза, в то время как выходы остались практически количественными.

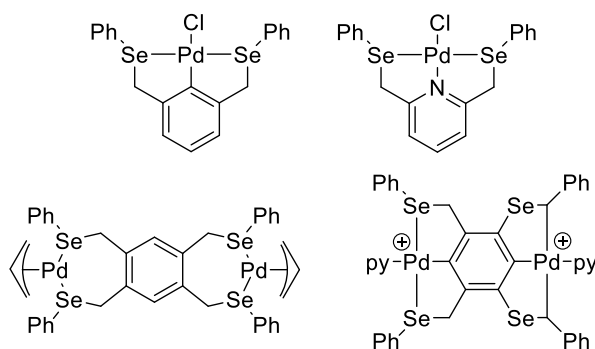


Рис. 1. SeCSe-палладабициклы: Ph – фенил; py – пиридин

Несимметричный NCN-карбеновый комплекс палладия (II) выступил в качестве катализатора в реакции кросс-сочетания Сузуки–Мияуры паразамещенных бромбензолов и продемонстрировал высокие выходы, достигающие количественных [10]. Каталитическая система, содержащая 0,1 % комплекса, карбонат натрия и диметилформамид (ДМФА), позволила получить высокие значения частоты оборотов (Turnover Frequency – TOF), причем для субстратов с электроноакцепторными группами этот параметр достиг максимального для всей серии значения ($\text{TOF} = 250 \text{ ч}^{-1}$), а выходы были количественными.

Как и в предыдущем исследовании, высокую каталитическую активность продемонстрировала серия несимметричных CNN-палладациклов с иминопиридильными лигандами [11]. Эти комплексы палладия в реакции Сузуки–Мияуры вторичных бензилбромидов и арилбороновых кислот позволили получить различные 1,1-диарилалканы с высокими выходами (70–95 %). Кроме того, количество оборотов катализатора (Turnover Number – TON) составило 47000 при загрузке катализатора 0,01 и 0,001 % (мольн.).

В работе [12] получены различные бис-N-гетероциклические комплексы палладия и N-гетероциклические палладациклы, которые далее применяли в каталитических реакциях сочетания Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека. Системы с применением полученных соединений продемонстрировали высокую эффективность, причем выходы целевых продуктов в реакции Сузуки–Мияуры с применением палладациклов были выше, чем для бис-NHC-соединений палладия. Однако для реакций Мизороки–Хека подобная тенденция не сохранилась (т. е. оба вида каталитических систем показали схожую эффективность), а выходы продуктов составили 80–96 %, что превышает выходы в случае реакции сочетания Сузуки–Мияуры.

Порфириновый комплекс палладия (II) использовали в качестве катализатора для реакции Сузуки–Мияуры в водной среде и в атмосфере воздуха [13]. Реакцию проводили при температуре 100 °C в течение 4 ч в присутствии 0,1 % (мольн.) катализатора. Выходы целевых продуктов реакции составили >80 %, соединений, содержащих группы с электроноакцепторными свойствами, – на уровне 93–99 %. Кроме того, катализатор можно использовать повторно до трех циклов, но выход целевого продукта с каждым разом существенно уменьшается, вероятно, из-за снижения стабильности комплекса в реакционных условиях.

Авторы работы [14] сравнили активность катализаторов в виде различных комплексов палладия: комплекс типа Робсона, а также порфириновый и фталоцианиновый. На примере реакции Мизороки–Хека показано, что порфириновый комплекс палладия позволил получить продукты с низкими выходами в случае сочетания арилбромидов, а для арилхлоридов был неэффективен. При этом фталоцианин палладия продемонстрировал высокую активность, конверсия стирола в отдельных случаях превысила 50 %. Для реакции Сузуки–Мияуры активности комплекса I (рис. 2) и фталоцианина палладия оказались одинаково высокими.

Биметаллический Ni-замещенный аналог комплекса I получен в работе [15] и применен как катализатор реакций Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека. Для первой реакции кросс-сочетания в ходе оптимизации параметров, где варьировали как растворитель, так и количество катализатора, получен широкий набор данных, выходы составили от 16 до 96 %. Согласно данным газовой хроматографии–масс-спектрометрии, обнаружены молекулярные ионы, соответствующие натрий- и протонзамещенным со стороны никеля бициклическим комплексам, при этом палладий остался нетронутым. Это свидетельствует о большей подвижности никеля и доказывает прочную координацию палладия, чем обусловлена высокая каталитическая активность его комплексов.

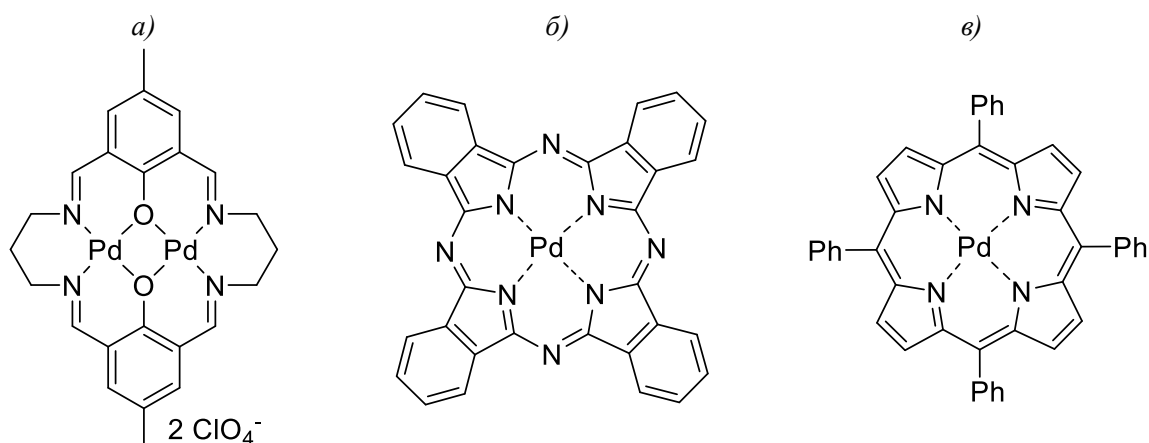


Рис. 2. Комплексы палладия типа Робсона (а), фталоцианиновый (б) и порфириновый (в): Ph – фенил

Комплексы палладия с тридентатными основаниями Шиффа и трифенилфосфином в качестве лигандов использованы как гомогенные катализаторы для реакции Сузуки–Мияуры. Пять различных оснований Шиффа синтезированы и использованы для получения комплексов. В модельной реакции кросс-сочетания, которая проведена в присутствии 0,01 ммоль катализатора, K_2CO_3 и толуола в течение 5 ч при 70 °С, выходы целевого продукта достигли 79–89 %. Для реакций веществ с заместителями различной природы выходы целевого продукта составили от 65 до 95 %, причем для бензолов с галогенами не наблюдался продукт гомосочетания, а для других соединений с электроноакцепторными группами его доля не превышала 35 % [16].

Хелатные комплексы палладия с лигандами в виде оснований Шиффа использовали в качестве гомогенных катализаторов для реакций Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека. Каталитические системы с их участием (в количестве 0,01 ммоль) в присутствии различных органических и неорганических оснований и растворителей показывают в модельной реакции удовлетворительные результаты с выходами от 35 до 89 %. Использование K_2CO_3 и смеси ДМФА с водой в качестве наиболее эффективных оснований и растворителя соответственно позволило достичь в реакциях с субстратами, содержащими как электронодонорные, так и электроноакцепторные заместители, высоких выходов (70–80 %) для каждого из пяти полученных комплексов [17].

Гетерогенные катализаторы

Несмотря на широкую применимость гомогенных катализаторов реакции Сузуки–Мияуры, нельзя обойти вниманием альтернативный подход – использование гетерогенных систем. Они обладают рядом преимуществ, благодаря которым существует отдельное направление исследований. Рассмотрим эти катализаторы, их свойства и специфику применения в тех же процессах кросс-сочетания.

В исследовании [18] реакции Мизороки–Хека и Сузуки–Мияуры проводили в присутствии йодида тетраakis(4-N, N, N-триметиламмонийфенилен)порфиринапалладия (II) ($[Pd(TTMAPP)]I_4$), иммобилизованного на ионообменные смолы, такие как Dowex 50 WX8 и Amberlite IR-120. Катионный порфирин палладия закрепляли на смолах с помощью электростатических взаимодействий между кватернизованными азотами заместителей порфиринового цикла и анионными заместителями смолы. В реакциях кросс-сочетания катализаторы показали высокую активность, выходы целевых продуктов составили 77–99 % (0,43 и 0,59 % (мольн.) Pd при использовании смол Dowex 50 WX8

и Amberlit IR-120 соответственно) для реакции сочетания Сузуки–Мияуры и 56–97 % для реакции сочетания Мизороки–Хека, но количество катализаторов для второго сочетания увеличили в 1,5–2 раза. Более того, упомянутые материалы можно многократно использовать без существенной потери каталитической активности, при этом выщелачивание металла составило >1 и 0,1 % для реакций сочетания Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека соответственно.

Материал, представляющий собой наночастицы палладия, закоординированные в микропористом сален-порфириновом полимере, обладает превосходной каталитической активностью в реакциях сочетания Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека в водной среде или смеси на основе диоксана и воды [19]. Выходы при загрузке катализатора 0,3 % (мольн.) составили 78–99 %. Кроме того, катализатор также продемонстрировал исключительную стабильность в реакции йодбензола с фенилбороновой кислотой: его удалось использовать повторно до 10 раз без потери каталитической активности.

Еще одним примером гетерогенного катализатора на основе матрицы из тетрапиррольных соединений является материал, называемый ковалентным органическим каркасом на основе порфирина с иммобилизованным Pd [20]. Катализатор демонстрирует превосходную активность в реакции сочетания Сузуки–Мияуры, позволяя получить целевой продукт с количественными выходами для субстратов с заместителями разной природы. Авторы также сравнили эффективность систем, содержащих полученный материал, с системами, где в качестве катализатора выступал Pd/C. Палладий, иммобилизованный в органическом порфириновом каркасе, оказался уже в первом цикле в 1,5 раза активнее, чем Pd/C. Повторное использование материала на протяжении еще четырех циклов не привело к снижению каталитической активности, тогда как данная характеристика Pd/C к концу пятого цикла снизилась более чем в 10 раз. Согласно результатам исследований, проведенных до и после каталитических испытаний, материал является стабильным для фиксации ионов палладия, поскольку не выявлено ни образования агломератов, ни вымывания металла в реакционную среду.

Авторы работы [21] синтезировали макроциклический Pd-содержащий катализатор на основе полистирола. Макроциклический лиганд, хелатирующий атом палладия, иммобилизован на смоле Меррифилда и использован для проведения реакции Сузуки–Мияуры в водной среде. Полученные соединения (гомогенный и гетерогенный вариант) продемонстрировали умеренную каталитическую активность и хемоселективность. Так, в реакции сочетания 2,6-бромпиридина с 4-метоксифенилбороновой кислотой моноариллированное соединение было основным продуктом. Кроме того, гетерогенный катализатор способствовал протеканию реакции во втором цикле подряд без потери активности и селективности.

Порфириновый комплекс палладия, ковалентно привитый к поверхности оксида графена с помощью 3-хлорпропилтриметоксисилана, исследовали в качестве прекатализатора в реакциях Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека. Обнаружено, что каталитическая система с его участием обладает высокой активностью, а выход продуктов для различных реакций сочетания достигает 98 %. Кроме того, конъюгат можно регенерировать и использовать повторно вплоть до пяти циклов без существенной потери активности [22].

Палладиевый катализатор на основе полимера из порфирина использован в гетерогенной системе для реакции сочетания Сузуки–Мияуры в водной среде [23]. Результаты показали, что этот Pd-порфириновый полимер обладает высокой каталитической активностью даже в случае малоактивных арилхлоридов. Материал также можно использовать несколько раз без существенного снижения каталитической активности.

Реакция Мизороки–Хека

Шесть комплексов палладия с тетрадентатными лигандами в виде оснований Шиффа получены в работе [24] и исследованы в качестве гомогенных катализаторов для реакции Мизороки–Хека. Катализаторы проявили умеренную активность в реакции кросс-сочетания бромбензола со стиролом, выходы целевого продукта оказались в диапазоне 47–85 %. Значение TON составило $\sim(6000\text{--}10000)$, что, по мнению авторов, является стандартной величиной для таких комплексов и занимает промежуточное положение между значениями для фосфиновых комплексов и палладациклов.

Два новых шестичленных пинцерных NCN-комплекса палладия получены путем прямого металлирования и исследованы в реакции Мизороки–Хека [25]. Оба комплекса обладают схожей высокой каталитической активностью в реакции сочетания арилбромидов с акрилатами и стиролом в системе, где N, N-диметилацетамид выступает в качестве растворителя и триэтиламин – в качестве основания. Выходы целевых продуктов составили 65–95 %.

Авторы работы [26] использовали пинцерные комплексы палладия CNC-типа в качестве катализаторов реакции Мизороки–Хека. Кросс-сочетание арилгалогенидов и *трет*-бутилакрилата в присутствии 1 % (мольн.) катализатора протекает с умеренными выходами в течение 24 ч. Проведен также качественный анализ с ртутью, результаты которого оказались «положительными». Это подтверждает, что данные комплексы не стабильны в условиях проведения реакции, благодаря чему происходит высвобождение частиц палладия в реакционную среду.

В работе [27] синтезированы тетраядерные комплексы палладия с лигандами аномальных N-гетероциклических карбенов (aNHC) на основе имидазольных и бензимидазольных фрагментов, содержащих орто-гидроксильные группы. Катализаторы испытаны в реакции Мизороки–Хека с использованием арилхлоридов, включая электронно-обогатщенные и деактивированные субстраты. Тетраядерный комплекс (рис. 3) проявил исключительно высокую каталитическую активность при низком содержании палладия (0,2 % (мольн.)), обеспечивая количественные выходы продуктов при температуре $\sim 140\text{ }^{\circ}\text{C}$ в ионной жидкости (тетрабутиламмоний бромид). Значения TON достигали 500–1900, а TOF – до 470 ч^{-1} . Эффективность комплекса объясняется высокой электронной плотностью на центрах Pd, что облегчает окислительное присоединение арилхлоридов, определяющее скорость процесса. По активности тетраядерный комплекс превосходит моноядерные аналоги и представляет собой перспективную бесфосфиновую каталитическую систему для реакций кросс-сочетания.

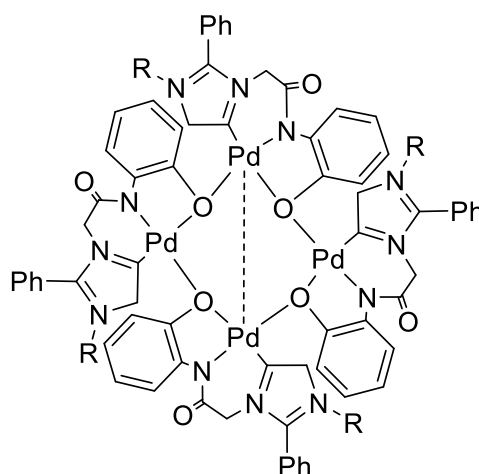


Рис. 3. N-гетероциклический карбеновый тетраядерный комплекс палладия: Ph – фенил

Нестандартная каталитическая система на основе порфиринового комплекса палладия для реакции кросс-сочетания Мизороки–Хека йодбензола с этилакрилатом создана авторами работы [28]. Порфирин палладия, содержащий кватернизованные пиридиниевые заместители и совмещенный с ионной жидкостью тетрафторборат *n*-бутилпиридиния ($[\text{Bpy}]\text{BF}_4$), продемонстрировал высокую каталитическую активность в реакции кросс-сочетания йодбензола и этилакрилата с $\text{TOF} = 56000 \text{ ч}^{-1}$ в аэробных условиях. Комбинация ионного порфирина с ионной жидкостью $[\text{Bpy}]\text{BF}_4$ не только привела к высокой эффективности, но и позволила повторно использовать катализатор.

Фталоцианиновый комплекс палладия (II) иммобилизовали для использования в качестве гетерогенного катализатора в реакции сочетания Мизороки–Хека и Соногаширы [29]. Материал на основе оксида графена и ковалентно привитого тетрасульфотфалоцианина палладия посредством кератина, извлеченного из шерсти, оказался высокоэффективным в реакциях кросс-сочетания, позволяя получать целевые продукты с выходами 85–99 %. Авторы показали, что палладий в конъюгате присутствует только в виде Pd^{2+} , а в ходе реакции извлекается из комплекса, однако в пренебрежимо малых количествах ($<0,1 \text{ ppm}$, согласно данным метода атомно-абсорбционной спектроскопии).

Уже известный прием иммобилизации комплекса палладия на полистирольный полимер также применен в работе [30]. Порфириновый комплекс палладия на основе полистирола показал себя эффективным гетерогенным катализатором для кросс-сочетания Мизороки–Хека арилийодидов с этилакрилатом. Реакция йодбензола и этилакрилата в атмосфере азота при $100 \text{ }^\circ\text{C}$ и загрузке катализатора 0,1 % (мольн.) Pd позволила получить продукт сочетания с количественным выходом, что значительно выше, чем при использовании в качестве гомогенного катализатора того же порфиринового комплекса палладия (II) (41,3 %). Гетерогенный катализатор повторно использовали 6 раз без существенной потери каталитической активности. Авторы сравнили полученный результат с аналогичными работами, где в качестве катализаторов применяли Pd/C, порфириновый комплекс палладия, иммобилизованный на мезопористый носитель SBA-15, а также комплекс палладия, привитый к диоксиду кремния, и обнаружили или значительное снижение каталитической активности на протяжении работы в нескольких последовательных циклах, или значительное выщелачивание металла.

В работе [31] синтезирована серия порфириновых комплексов палладия с различными заместителями. Катализаторы исследованы в модельной реакции Мизороки–Хека 1-бром-4-нитробензола и *трет*-бутилакрилата. Тетракис(*n*-сульфонатофенил)порфириновый комплекс палладия (II) проявил высокую каталитическую активность: при невысокой загрузке (0,05 % (мольн.)) за 1,5 ч протекания реакции обеспечил 95 % выделенного продукта сочетания при $100 \text{ }^\circ\text{C}$. После оптимизации параметров реакции данный катализатор позволил получить серию замещенных эфиров коричной кислоты с выходами 87–95 % и значениями TON до 1900.

В работе [32] описаны синтез и каталитическая активность фосфалладациклических комплексов, содержащих порфириновые лиганды с различными центральными металлами (рис. 4). Они исследованы в реакции Мизороки–Хека *p*-бромбензальдегида и бутилакрилата. Установлено, что активность катализаторов в значительной степени зависит от центрального металла: Ni-порфириновый комплекс проявил наибольшую эффективность ($\text{TOF} = 3900 \text{ ч}^{-1}$ при 0,005 % (мольн.)), превосходя Zn- и безметалльный аналог.

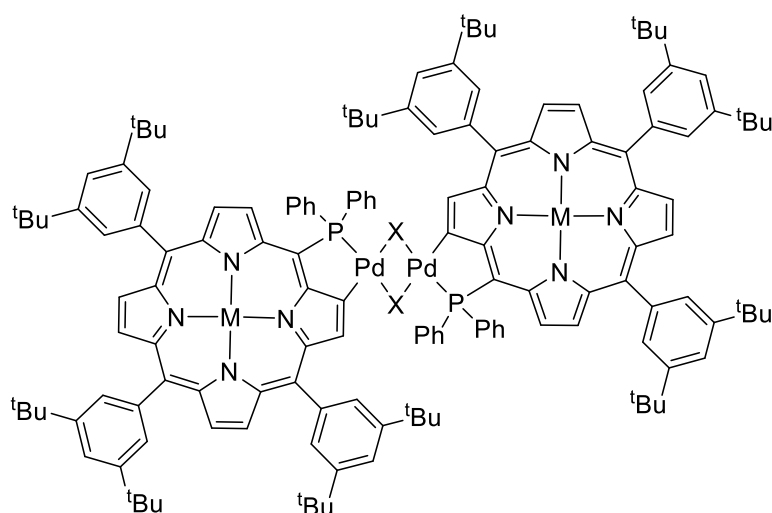


Рис. 4. Фосфаллладациклический комплекс, где $M = \text{Zn}, \text{Ni}, \text{H}_2$; $X = \text{Cl}$, ацетат; $t\text{Bu}$ – *трет*-бутил; Ph – фенил

Хлорид тетрааминпалладия (II) гетерогенизирован на гидрофильном оксиде графена. Два образца с содержанием палладия 2 и 5 % получены и испытаны в качестве катализаторов в реакции Мизороки–Хека. Полученные материалы оказались высокоэффективными, активными и селективными катализаторами, причем образец с содержанием 2 % Pd оказался более эффективен. Кроме того, исследовано влияние добавок, а именно четвертичных аммониевых солей (тетрабутиламмония бромид и тетрабутиламмония хлорид) и ионной жидкости (1-бутил-3-метилимидазолийбромид) на каталитическую активность. Результаты показали, что самые высокие показатели конверсии получены при использовании тетрабутиламмония хлорида. Селективность по образованию основного продукта (транс-стильбен) находилась в диапазоне 91–96 % [33].

Авторы работы [34] получили комплексы палладия (II) с тридентатным (ONO) и бидентатным (NO) лигандами. Исследования показали, что комплексы имеют плоскую структуру. Данные соединения проявили высокую каталитическую активность в реакции Мизороки–Хека: при загрузке катализатора 0,01 ммоль за 2 ч протекания реакции при 80 °C выходы продуктов составили 70–87 %.

Применение реакций кросс-сочетания

Анализ последних публикаций показывает, что палладий-катализируемые реакции кросс-сочетания, такие как реакции Сузуки–Мияура и Мизороки–Хека, вышли за рамки классического органического синтеза и стали удобными инструментами для создания функциональных материалов для различного применения.

В работе [35] разработана стратегия синтеза ковалентных органических каркасов (COF), использующая реакцию Сузуки–Мияуры. Авторам удалось получить кристаллические COF с kgm -топологией с выходами до 81 %. Материалы обладают высокой пористостью (удельная площадь поверхности до 1038 $\text{m}^2/\text{г}$), термической стабильностью до 533 °C и устойчивостью в широком диапазоне pH. Данные каркасные структуры продемонстрировали возможность эффективного разделения смеси этилена и пропилена: в динамических условиях C_2H_4 элюировался первым с высокой чистотой, тогда как C_3H_6 задерживался в колонке.

Авторы работы [36] разработали подход, позволяющий получить 24 π -сопряженных полимера с высокими молекулярными массами и выходами до 99 %. Полимеры, полученные при комнатной температуре с помощью реакции Сузуки–Мияуры

с использованием палладиевого комплекса, демонстрируют более высокую структурную регулярность, невысокие коэффициенты полидисперсности и значительно лучшие электрофизические свойства по сравнению с аналогами, синтезированными традиционными методами. Все это делает полученные материалы потенциально применимыми в оптоэлектронных устройствах. Кроме того, показана возможность масштабирования производства по разработанной методике.

В работе [37] применен эффективный метод синтеза новых ферроценированных сопряженных диенов посредством реакции Мизороки–Хека с использованием селенированного пинцерного комплекса NHC-Pd(II) в качестве катализатора. Реакция протекает в отсутствие растворителя и инертной атмосферы при 100 °C в течение 3 ч с участием фосфата калия в качестве основания и тетрабутиламмоний бромида в качестве межфазного катализатора. Метод позволяет получать целевые продукты с выходами до 80 % для 22 различных субстратов, включая производные стирола (в том числе с электронодонорными и электроноакцепторными заместителями), акрилаты, а также внутренние алкены (циклогептатриен, циклогексадиен).

Заключения

В данном обзоре обобщены исследования по реакциям кросс-сочетания Сузуки–Мияуры и Мизороки–Хека за последние 20 лет, связанные с катализаторами на основе комплексных соединений палладия (II). Следует отметить высокую эффективность комплексов палладия с селеноорганическими, NCN-карбеновыми и CNN-иминопиридильными лигандами для реакции Сузуки–Мияуры, позволяющих добиваться количественных выходов при сверхнизких загрузках катализатора (0,01–0,10 % (мольн.)). Важно отметить преимущества гетерогенных систем. Так, иммобилизация порфириновых и фталоцианиновых комплексов на полимеры, оксид графена или смолы значительно повышает их эффективность, позволяет проводить процесс в водной среде и дает возможность многократного использования (до 10 циклов), минимизируя выщелачивание металла. Эта тенденция сохраняется для всех типов реакций кросс-сочетания.

Реакции кросс-сочетания являются важной составляющей органической химии, признанной во всем мире, и позволяют в одну стадию получать сложные молекулы, обладающие рядом активностей. Разработка катализаторов для подобных реакций на протяжении еще долгих лет будет оставаться важной задачей химического сообщества.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Проект № 24-73-00147).

Список источников

1. Miyaura N., Yamada K., Suzuki A. A new stereospecific cross-coupling by the palladium-catalyzed reaction of 1-alkenylboranes with 1-alkenyl or 1-alkynyl halides // *Tetrahedron Letters*. 1979. Vol. 20. No. 36. P. 3437–3440. DOI: 10.1016/S0040-4039(01)95429-2.
2. Heck R.F., Nolley Jr J.P. Palladium-catalyzed vinylic hydrogen substitution reactions with aryl, benzyl, and styryl halides // *The Journal of organic chemistry*. 1972. Vol. 37. No. 14. P. 2320–2322. DOI: 10.1021/jo00979a024.
3. Uddin A., Pandey K., Plunkett K.N. Indacenodipyrene containing small molecules and ladder polymers // *Tetrahedron Chem*. 2022. Vol. 2. P. 100019. DOI: 10.1016/j.tchem.2022.100019.
4. Zhu X., Liu F., Ba X., Wu Y. Synthesis of Ladder-Type 9,9'-Bifluorenylidene-Based Conjugated Oligomers via a Pd-Catalyzed Tandem Suzuki Coupling/Heck Cyclization Approach // *Organic letters*. 2022. Vol. 24. No. 31. P. 5851–5854. DOI: 10.1021/acs.orglett.2c02418.

5. Devanshi Das S., Koul N., Cherwoo L. et al. Conjugated Polymer-Based Smart Biosensors for Pathogen Detection in Food Sector // *Food Analytical Methods*. 2025. Vol. 18. No. 6. P. 946–962. DOI: 10.1007/s12161-025-02764-4.
6. Беспалов А.С., Салимов И.Э., Юдин А.В. Придание высоких гидрофобных свойств высокопористому керамическому материалу низкоконтрированными растворами фторпарафина в среде сверхкритического диоксида углерода // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 1 (78). С. 39–48. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 06.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-39-48.
7. Ширякина Ю.М., Китаева Н.С., Афанасьева Е.А., Бутузов А.В. Амфифильные соединения и гидрофобизация (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 7 (113). С. 99–115. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-99-115.
8. Марченко С.А., Железняк В.Г., Кузнецова В.А. Применение и модификация частиц для создания супергидрофобных покрытий (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2023. № 5 (123). С. 94–110. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-94-110.
9. Sigeev A.S., Peregudov A.S., Cheprakov A.V., Beletskaya I.P. The Palladium Slow-Release Pre-Catalysts and Nanoparticles in the «Phosphine-Free» Mizoroki–Heck and Suzuki–Miyaura Reactions // *Advanced Synthesis & Catalysis*. 2015. Vol. 357. P. 417–429.
10. Avila-Sorrosa A., Jimenez-Vazquez H.A., Reyes-Arellano A. et al. Novel synthesis of a non-symmetric N1CN2 Pd(II) pincer complex by a tandem reaction using a meta-hydroxylated imine ligand // *Journal of Organometallic Chemistry*. 2016. Vol. 819. P. 69–75. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2016.06.019.
11. Jin L., Wei W., Sun N. et al. Unsymmetrical CNN-palladacycles with geometry-constrained iminopyridyl ligands: an efficient precatalyst in Suzuki coupling for accessing 1,1-diarylalkanes from secondary benzylic bromides // *Organic Chemistry Frontiers*. 2018. Vol. 5. P. 2484–2491. DOI: 10.1039/C8QO00517F.
12. Kılınçarslan R., Günay M.E., Fırıncı R. et al. New palladium(II)–N-heterocyclic carbene complexes containing benzimidazole-2-ylidene ligand derived from menthol: synthesis, characterization and catalytic activities // *Applied Organometallic Chemistry*. 2016. Vol. 30. P. 268–272.
13. Kostas I.D., Coutselos A.G., Charalambidis G., Skondra A. The first use of porphyrins as catalysts in cross-coupling reactions: a water-soluble palladium complex with a porphyrin ligand as an efficient catalyst precursor for the Suzuki–Miyaura reaction in aqueous media under aerobic conditions // *Tetrahedron Letters*. 2007. Vol. 48. P. 6688–6691. DOI: 10.1016/j.tetlet.2007.07.141.
14. Röhlich C., Köhler K. Macrocyclic Palladium(II) Complexes in C–C Coupling Reactions: Efficient Catalysis by Controlled Temporary Release of Active Species // *Advanced Synthesis & Catalysis*. 2010. Vol. 352. No. 13. P. 2263–2274. DOI: 10.1002/adsc.201000458.
15. Mieczynska E., Lisowski J., Trzeciak A.M. A macrocyclic Pd(II)–Ni(II) complex in Heck and Suzuki reactions // *Inorganica Chimica Acta*. 2015. Vol. 431. P. 145–149. DOI: 10.1016/j.ica.2014.11.008.
16. Beigi Z., Kianfar A.H., Mohammadnezhad G. et al. Palladium(II) complexes with diaminomaleonitrile-based Schiff-base ligands: synthesis, characterization and application as Suzuki–Miyaura coupling catalysts // *Polyhedron*. 2017. Vol. 134. P. 65–72. DOI: 10.1016/j.poly.2017.06.009.
17. Turan N., Buldurun K., Bursal E., Mahmoudi G. Pd(II)-Schiff base complexes: Synthesis, characterization, Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck cross-coupling reactions, enzyme inhibition and antioxidant activities // *Journal of Organometallic Chemistry*. 2022. Vol. 970. P. 122370. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2022.122370.
18. Sadegh F., Bagheri O., Moghadam M. et al. Palladium(II) tetrakis(4-N, N, N-trimethylammoniumphenylene) porphyrin supported on ion-exchange resins as efficient and reusable catalysts for C–C coupling reactions // *Journal of Organometallic Chemistry*. 2014. Vol. 759. P. 46–57. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2014.02.006.
19. Ju P., Wu S., Su Q. et al. Salen–porphyrin-based conjugated microporous polymer supported Pd nanoparticles: highly efficient heterogeneous catalysts for aqueous C–C coupling reactions // *Journal of Materials Chemistry A*. 2019. Vol. 7. P. 2660–2666. DOI: 10.1039/C8TA11330K.

20. Hou Y., Zhang X., Sun J. et al. Good Suzuki-coupling reaction performance of Pd immobilized at the metal-free porphyrin-based covalent organic framework // *Microporous and Mesoporous Materials*. 2015. Vol. 214. P. 108–114. DOI: 10.1016/j.micromeso.2015.05.002.
21. Yamamoto K., Nameki R., Sogawa H., Takata T. Synthesis of polystyrenesupported Pd(II)-containing macrocyclic complex as a reusable catalyst for chemoselective Suzuki–Miyaura coupling reaction // *Tetrahedron Letters*. 2020. Vol. 61. P. 151870–151873. DOI: 10.1016/j.tetlet.2020.151870.
22. Bahrami K., Kamrani S.N. Synthesis, characterization and application of graphene palladium porphyrin as a nanocatalyst for the coupling reactions such as: Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck // *Applied Organometallic Chemistry*. 2018. Vol. 32. No. 2. P. e4102. DOI: 10.1002/aoc.4102.
23. Chen J., Zhang J., Zhu D., Li T. Porphyrin-based polymer-supported palladium as an excellent and recyclable catalyst for Suzuki–Miyaura coupling reaction in water // *Applied Organometallic Chemistry*. 2018. Vol. 32. No. 2. P. e3996. DOI: 10.1002/aoc.3996.
24. Andrade A.P.S., Arantes L.M., Kadooca J.Y. et al. Palladium Complexes with Tetradentate Schiff Bases or their Corresponding Amines: Synthesis and Application in Heck Reactions // *ChemistrySelect*. 2016. Vol. 5. P. 886–890. DOI: 10.1002/slct.201600244.
25. Yang L., Zhang X., Mao P. et al. NCN pincer palladium complexes based on 1,3-dipicolyl-3,4,5,6-tetrahydropyrimidin-2-ylidenes: synthesis, characterization and catalytic activities // *RSC Advanced*. 2015. Vol. 5. P. 25723–25729. DOI: 10.1039/c5ra01706h.
26. Wang H., Zhang B., Yan X., Guo S. Palladium pincer-type complexes and zwitterionic sulfur adducts of pyridine-bridged bis(1,2,3-triazolin-5-ylidenes): syntheses, characterizations and catalytic applications // *Dalton Transactions*. 2018. Vol. 47. P. 528–537. DOI: 10.1039/c7dt03687f.
27. Lee J.-Y., Su Y.-S., Wang Y.-S., Lee H.M. Tetranuclear Palladium Complexes of Abnormal N-Heterocyclic Carbene Ligands and their Catalytic Activities in Mizoroki–Heck Coupling Reaction of Electron-Rich Aryl Chlorides // *Advanced Synthesis & Catalysis*. 2019. Vol. 361. P. 4714–4726. DOI: 10.1002/adsc.201900805.
28. Wan Q., Liu Y. The Ionic Palladium Porphyrin as a Highly Efficient and Recyclable Catalyst for Heck Reaction in Ionic Liquid Solution Under Aerobic Conditions // *Catalysis Letters*. 2009. Vol. 128. P. 487–492. DOI: 10.1007/s10562-008-9780-2.
29. Hezarkhani Z., Shaabani A. Palladium(II) tetrasulfophthalocyanine covalently immobilized on keratin protein grafted graphene oxide nanosheets as a new highperformance catalyst for C–C coupling reactions // *RSC Advances*. 2016. Vol. 6. P. 98956–98967. DOI: 10.1039/c6ra18814a.
30. Huang Y., Yang L., Huang M. et al. Polystyrene microsphere-immobilized palladium(II) porphyrin as mild, reusable, and highly efficient catalyst for Heck reaction // *Particuology*. 2015. Vol. 22. P. 128–133. DOI: 10.1016/j.partic.2014.08.003.
31. Rao K.U., Lakshmidhevi J., Appa R.M. et al. Palladium(II)-Porphyrin Complexes as Efficient and Eco-Friendly Catalysts for Mizoroki–Heck Coupling // *ChemistrySelect*. 2017. Vol. 2. P. 7394–7398. DOI: 10.1002/slct.201701413.
32. Matano Y., Matsumoto K., Shibano T., Imahori H.J. Porphyrin-appended phosphapalladacycle precatalysts: effects of central metals on the catalytic activity in a high-temperature Heck reaction // *Journal of Porphyrins & Phthalocyanines*. 2011. Vol. 15. P. 1172–1182. DOI: 10.1142/S1088424611004087.
33. Mastalir A., Hancsárik M., Szabó T. Immobilization of a Pd(II) complex on hydrophilic graphite oxide and its catalytic investigation in the Heck coupling reaction // *Applied Organometallic Chemistry*. 2020. Vol. 34. No. 4. P. e5565. DOI: 10.1002/aoc.5565 2020.
34. Akdeniz A., Turan N. Synthesis, characterization, Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck cross-coupling reactions of Schiff base-Pd(II) complexes // *Journal of Molecular Structure*. 2023. Vol. 1287. P. 135724. DOI: 10.1016/j.molstruc.2023.135724.
35. Han X.H., Gong K., Huang X. et al. Syntheses of covalent organic frameworks via a one-pot Suzuki coupling and Schiff's base reaction for C₂H₄/C₃H₆ separation // *Angewandte Chemie International Edition*. 2022. Vol. 61. No. 25. P. e202202912. DOI: 10.1002/anie.202202912.
36. Xiong H., Lin Q., Lu Y. et al. General room-temperature Suzuki–Miyaura polymerization for organic electronics // *Nature Materials*. 2024. Vol. 23. No. 5. P. 695–702. DOI: 10.1038/s41563-023-01794-9.

37. Soni A., Sharma C., Negi L., Joshi R.K. NHC-Pd(II) full pincer catalyzed Mizoroki–Heck type cross-coupling of vinyl chloride and alkenes: Synthesis of novel ferrocenylated conjugated dienes // *Journal of Organometallic Chemistry*. 2023. Vol. 983. P. 122550. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2022.122550.

References

1. Miyaura N., Yamada K., Suzuki A. A new stereospecific cross-coupling by the palladium-catalyzed reaction of 1-alkenylboranes with 1-alkenyl or 1-alkynyl halides. *Tetrahedron Letters*, 1979, vol. 20, no. 36, pp. 3437–3440. DOI: 10.1016/S0040-4039(01)95429-2.
2. Heck R.F., Nolley Jr J.P. Palladium-catalyzed vinylic hydrogen substitution reactions with aryl, benzyl, and styryl halides. *The Journal of organic chemistry*, 1972, vol. 37, no. 14, pp. 2320–2322. DOI: 10.1021/jo00979a024.
3. Uddin A., Pandey K., Plunkett K.N. Indacenodipyrene containing small molecules and ladder polymers. *Tetrahedron Chem*, 2022, vol. 2, p. 100019. DOI: 10.1016/j.tchem.2022.100019.
4. Zhu X., Liu F., Ba X., Wu Y. Synthesis of Ladder-Type 9,9'-Bifluorenylidene-Based Conjugated Oligomers via a Pd-Catalyzed Tandem Suzuki Coupling/Heck Cyclization Approach. *Organic letters*, 2022, vol. 24, no. 31, pp. 5851–5854. DOI: 10.1021/acs.orglett.2c02418.
5. Devanshi Das S., Koul N., Cherwoo L. et al. Conjugated Polymer-Based Smart Biosensors for Pathogen Detection in Food Sector. *Food Analytical Methods*, 2025, vol. 18, no. 6, pp. 946–962. DOI: 10.1007/s12161-025-02764-4.
6. Bepalov A.S., Salimov I.E., Yudin A.V. Imparting highly hydrophobic properties to a high-porous ceramic material with low-concentration solutions of fluoroparaffin in a supercritical carbon dioxide environment. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 39–48. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 06, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-39-48.
7. Shiriakina Yu.M., Kitaeva N.S., Afanaseva E.A., Butuzov A.V. Amphiphilic compounds and hydrophobization (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 99–115. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-99-115.
8. Marchenko S.A., Zheleznyak V.G., Kuznetsova V.A. Application and modification of particles to create superhydrophobic coatings (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), pp. 94–110. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-94-110.
9. Sigeev A.S., Peregudov A.S., Cheprakov A.V., Beletskaya I.P. The Palladium Slow-Release Pre-Catalysts and Nanoparticles in the «Phosphine-Free» Mizoroki–Heck and Suzuki–Miyaura Reactions. *Advanced Synthesis & Catalysis*, 2015, vol. 357, pp. 417–429.
10. Avila-Sorrosa A., Jimenez-Vazquez H.A., Reyes-Arellano A. et al. Novel synthesis of a non-symmetric N1CN2 Pd(II) pincer complex by a tandem reaction using a meta-hydroxylated imine ligand. *Journal of Organometallic Chemistry*, 2016, vol. 819, pp. 69–75. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2016.06.019.
11. Jin L., Wei W., Sun N. et al. Unsymmetrical CNN-palladacycles with geometry-constrained iminopyridyl ligands: an efficient precatalyst in Suzuki coupling for accessing 1,1-diarylalkanes from secondary benzylic bromides. *Organic Chemistry Frontiers*, 2018, vol. 5, pp. 2484–2491. DOI: 10.1039/C8QO00517F.
12. Kılınçarslan R., Günay M.E., Fırıncı R. et al. New palladium(II)–N-heterocyclic carbene complexes containing benzimidazole-2-ylidene ligand derived from menthol: synthesis, characterization and catalytic activities. *Applied Organometallic Chemistry*, 2016, vol. 30, pp. 268–272.
13. Kostas I.D., Coutselos A.G., Charalambidis G., Skondra A. The first use of porphyrins as catalysts in cross-coupling reactions: a water-soluble palladium complex with a porphyrin ligand as an efficient catalyst precursor for the Suzuki–Miyaura reaction in aqueous media under aerobic conditions. *Tetrahedron Letters*, 2007, vol. 48, pp. 6688–6691. DOI: 10.1016/j.tetlet.2007.07.141.
14. Röhlich C., Köhler K. Macrocyclic Palladium(II) Complexes in C–C Coupling Reactions: Efficient Catalysis by Controlled Temporary Release of Active Species. *Advanced Synthesis & Catalysis*, 2010, vol. 352, no. 13, pp. 2263–2274. DOI: 10.1002/adsc.201000458.

15. Mieczynska E., Lisowski J., Trzeciak A.M. A macrocyclic Pd(II)–Ni(II) complex in Heck and Suzuki reactions. *Inorganica Chimica Acta*, 2015, vol. 431, pp. 145–149. DOI: 10.1016/j.ica.2014.11.008.
16. Beigi Z., Kianfar A.H., Mohammadnezhad G. et al. Palladium(II) complexes with diaminomaleonitrile-based Schiff-base ligands: synthesis, characterization and application as Suzuki–Miyaura coupling catalysts. *Polyhedron*, 2017, vol. 134, pp. 65–72. DOI: 10.1016/j.poly.2017.06.009.
17. Turan N., Buldurun K., Bursal E., Mahmoudi G. Pd(II)-Schiff base complexes: Synthesis, characterization, Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck cross-coupling reactions, enzyme inhibition and antioxidant activities. *Journal of Organometallic Chemistry*, 2022, vol. 970, p. 122370. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2022.122370.
18. Sadegh F., Bagheri O., Moghadam M. et al. Palladium(II) tetrakis(4-N, N, N-trimethylammoniumphenylene) porphyrin supported on ion-exchange resins as efficient and reusable catalysts for C–C coupling reactions. *Journal of Organometallic Chemistry*, 2014, vol. 759, pp. 46–57. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2014.02.006.
19. Ju P., Wu S., Su Q. et al. Salen–porphyrin-based conjugated microporous polymer supported Pd nanoparticles: highly efficient heterogeneous catalysts for aqueous C–C coupling reactions. *Journal of Materials Chemistry A*, 2019, vol. 7, pp. 2660–2666. DOI: 10.1039/C8TA11330K.
20. Hou Y., Zhang X., Sun J. et al. Good Suzuki-coupling reaction performance of Pd immobilized at the metal-free porphyrin-based covalent organic framework. *Microporous and Mesoporous Materials*, 2015, vol. 214, pp. 108–114. DOI: 10.1016/j.micromeso.2015.05.002.
21. Yamamoto K., Nameki R., Sogawa H., Takata T. Synthesis of polystyrenesupported Pd(II)-containing macrocyclic complex as a reusable catalyst for chemoselective Suzuki–Miyaura coupling reaction. *Tetrahedron Letters*, 2020, vol. 61, pp. 151870–151873. DOI: 10.1016/j.tetlet.2020.151870.
22. Bahrami K., Kamrani S.N. Synthesis, characterization and application of graphene palladium porphyrin as a nanocatalyst for the coupling reactions such as: Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck. *Applied Organometallic Chemistry*, 2018, vol. 32, no. 2, p. e4102. DOI: 10.1002/aoc.4102.
23. Chen J., Zhang J., Zhu D., Li T. Porphyrin-based polymer-supported palladium as an excellent and recyclable catalyst for Suzuki–Miyaura coupling reaction in water. *Applied Organometallic Chemistry*, 2018, vol. 32, no. 2, p. e3996. DOI: 10.1002/aoc.3996.
24. Andrade A.P.S., Arantes L.M., Kadooca J.Y. et al. Palladium Complexes with Tetradentate Schiff Bases or their Corresponding Amines: Synthesis and Application in Heck Reactions. *ChemistrySelect*, 2016, vol. 5, pp. 886–890. DOI: 10.1002/slct.201600244.
25. Yang L., Zhang X., Mao P. et al. NCN pincer palladium complexes based on 1,3-dipicolyl-3,4,5,6-tetrahydropyrimidin-2-ylidenes: synthesis, characterization and catalytic activities. *RSC Advanced*, 2015, vol. 5, pp. 25723–25729. DOI: 10.1039/c5ra01706h.
26. Wang H., Zhang B., Yan X., Guo S. Palladium pincer-type complexes and zwitterionic sulfur adducts of pyridine-bridged bis(1,2,3-triazolin-5-ylidenes): syntheses, characterizations and catalytic applications. *Dalton Transactions*, 2018, vol. 47, pp. 528–537. DOI: 10.1039/c7dt03687f.
27. Lee J.-Y., Su Y.-S., Wang Y.-S., Lee H.M. Tetranuclear Palladium Complexes of Abnormal N-Heterocyclic Carbene Ligands and their Catalytic Activities in Mizoroki–Heck Coupling Reaction of Electron-Rich Aryl Chlorides. *Advanced Synthesis & Catalysis*, 2019, vol. 361, pp. 4714–4726. DOI: 10.1002/adsc.201900805.
28. Wan Q., Liu Y. The Ionic Palladium Porphyrin as a Highly Efficient and Recyclable Catalyst for Heck Reaction in Ionic Liquid Solution Under Aerobic Conditions. *Catalysis Letters*, 2009, vol. 128, pp. 487–492. DOI: 10.1007/s10562-008-9780-2.
29. Hezarkhani Z., Shaabani A. Palladium(II) tetrasulfophthalocyanine covalently immobilized on keratin protein grafted graphene oxide nanosheets as a new highperformance catalyst for C–C coupling reactions. *RSC Advances*, 2016, vol. 6, pp. 98956–98967. DOI: 10.1039/c6ra18814a.
30. Huang Y., Yang L., Huang M. et al. Polystyrene microsphere-immobilized palladium(II) porphyrin as mild, reusable, and highly efficient catalyst for Heck reaction. *Particuology*, 2015, vol. 22, pp. 128–133. DOI: 10.1016/j.partic.2014.08.003.

31. Rao K.U., Lakshmidēvi J., Appa R.M. et al. Palladium(II)-Porphyrin Complexes as Efficient and Eco-Friendly Catalysts for Mizoroki–Heck Coupling. *ChemistrySelect*, 2017, vol. 2, pp. 7394–7398. DOI: 10.1002/slct.201701413.
32. Matano Y., Matsumoto K., Shibano T., Imahori H.J. Porphyrin-appended phosphapalladacycle precatalysts: effects of central metals on the catalytic activity in a high-temperature Heck reaction. *Journal of Porphyrins & Phthalocyanines*, 2011, vol. 15, pp. 1172–1182. DOI: 10.1142/S1088424611004087.
33. Mastalir A., Hancsárik M., Szabó T. Immobilization of a Pd(II) complex on hydrophilic graphite oxide and its catalytic investigation in the Heck coupling reaction. *Applied Organometallic Chemistry*, 2020, vol. 34, no. 4, p. e5565. DOI: 10.1002/aoc.5565 2020.
34. Akdeniz A., Turan N. Synthesis, characterization, Suzuki–Miyaura and Mizoroki–Heck cross-coupling reactions of Schiff base-Pd(II) complexes. *Journal of Molecular Structure*, 2023, vol. 1287, p. 135724. DOI: 10.1016/j.molstruc.2023.135724.
35. Han X.H., Gong K., Huang X. et al. Syntheses of covalent organic frameworks via a one-pot Suzuki coupling and Schiff's base reaction for C₂H₄/C₃H₆ separation. *Angewandte Chemie International Edition*, 2022, vol. 61, no. 25, p. e202202912. DOI: 10.1002/anie.202202912.
36. Xiong H., Lin Q., Lu Y. et al. General room-temperature Suzuki–Miyaura polymerization for organic electronics. *Nature Materials*, 2024, vol. 23, no. 5, pp. 695–702. DOI: 10.1038/s41563-023-01794-9.
37. Soni A., Sharma C., Negi L., Joshi R.K. NHC-Pd(II) full pincer catalyzed Mizoroki–Heck type cross-coupling of vinyl chloride and alkenes: Synthesis of novel ferrocenylated conjugated dienes. *Journal of Organometallic Chemistry*, 2023, vol. 983, p. 122550. DOI: 10.1016/j.jorganchem.2022.122550.

Информация об авторах

Кириллова Валерия Арамовна, аспирант, МГУ им. М.В. Ломоносова, dekanat@chem.msu.ru
Леонов Александр Андреевич, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Платонова Яна Борисовна, научный сотрудник, к.х.н., МГУ им. М.В. Ломоносова, dekanat@chem.msu.ru

Савилов Сергей Вячеславович, ведущий научный сотрудник, д.х.н., доцент, МГУ им. М.В. Ломоносова, dekanat@chem.msu.ru

Information about the authors

Valeria A. Kirillova, Graduate Student, Lomonosov Moscow State University, dekanat@chem.msu.ru
Aleksandr A. Leonov, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yana B. Platonova, Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), Lomonosov Moscow State University, dekanat@chem.msu.ru

Sergey V. Savilov, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Chem.), Associate Professor, Lomonosov Moscow State University, dekanat@chem.msu.ru

Статья поступила в редакцию 05.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.05.2026.
 The article was submitted 05.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 08.05.2026.

Обзорная статья

УДК 669.35

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-122-137

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ (обзор)

А.Ю. Патрушев¹, И.О. Вахрушева¹

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

Аннотация. В условиях интенсивного развития атомной энергетики, силовых установок для аэро- и космической отраслей, электроники возрастают требования к конструкционным материалам. Одно из таких требований – обеспечение работоспособности материалов и изделий из них и сохранение их функциональных свойств, в первую очередь тепло- и электропроводности в условиях длительного воздействия тепловых и механических нагрузок. С помощью дисперсно-упрочненных медных сплавов, в которых упрочнение достигается за счет введения в матрицу наноразмерных термостабильных частиц оксидов, боридов и др., решают эту проблему.

Ключевые слова: медные нанокompозиты, дисперсное упрочнение, механическое легирование, внутреннее оксидирование, оксидно-дисперсное упрочнение, электропроводность, термостабильность

Для цитирования: Патрушев А.Ю., Вахрушева И.О. Современное состояние и тенденции развития дисперсно-упрочненных медных сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 122–137. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-122-137.

Review article

CURRENT STATUS AND DEVELOPMENT TRENDS OF DISPERSION-STRENGTHENED COPPER ALLOYS (review)

A.Yu. Patrushev¹, I.O. Vahrusheva¹

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

Abstract. In the context of the intensive development of nuclear energy, power plants for aerospace industries, and electronics, the requirements for structural materials are increasing. One of these requirements is to ensure the operability of materials and products made from them, and preservation of their functional properties, primarily thermal and electrical conductivity under prolonged exposure to thermal and mechanical loads. Dispersion-strengthened copper alloys, in which hardening is achieved by introducing nanoscale thermostable particles of oxides, borides, etc. into the matrix, solve this problem.

Keyword: copper nanocomposites, dispersion strengthening, mechanical alloying, internal oxidation, oxide dispersion strengthening, electrical conductivity, thermal stability

For citation: Patrushev A.Yu., Vahrusheva I.O. Current status and development trends of dispersion-strengthened copper alloys (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 122–137. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-122-137.

Введение

Эффективный метод увеличения срока службы оборудования – производство новых материалов, обладающих расширенным набором физико-механических свойств. Это обуславливает необходимость разработки новых производственных процессов для получения материалов и готовых изделий из них. В настоящее время значительную долю в производстве материалов нового класса занимают композиционные порошковые материалы. Важное значение имеют работы по созданию материалов этого класса и технологии их получения [1–4].

Дисперсно-упрочненные сплавы – это металломатричные композиты (ММК), упрочнение которых достигается за счет введенных дисперсных частиц (наполнителя) тугоплавких соединений – например, оксидов, карбидов, нитридов и др. При этом важно, чтобы наполнитель не растворялся и химически не взаимодействовал с материалом матрицы, образуя твердые растворы, а также обеспечивалась прочная адгезия на границе раздела фаз и не происходило разрушения по этим границам. Среди множества методов получения ММК особенно выделяют жидкофазные методы. При использовании такого метода выделяют экзогенный процесс, т. е. когда в расплав металла вводят заранее приготовленные дисперсные частицы наполнителя, и эндогенный процесс, при котором в металле образуются неметаллические включения в результате химических реакций [5].

Одно из наиболее перспективных направлений исследований в этой области – разработка композитов на основе меди. Медь обладает отличной электропроводностью и высокой пластичностью, однако применение меди ограничено из-за ее низкой прочности при растяжении, особенно при повышенных температурах. Добавление легирующих элементов – наиболее эффективный и практичный способ улучшения механических свойств. Однако наличие примесей обычно негативно влияет на электро- и теплопроводность меди и сплавов на ее основе. В настоящее время оксидно-дисперсное упрочнение позволяет достичь высоких значений механических свойств материала, в том числе при повышенных температурах, при удовлетворительных показателях тепло- и электропроводности. Поддержание равномерного распределения и размера дисперсных частиц более важно для прочности, чем их объемная доля.

Среди различных дисперсно-упрочняющих частиц можно выделить оксиды (например, Al_2O_3 , Y_2O_3 , Cr_2O_3 , ZrO_2 , SiO_2), обладающие высокой температурой плавления, хорошей термической стабильностью и высокой твердостью.

Теоретические основы при разработке металломатричных материалов

Как правило, повышение предела текучести (σ_T), а вместе с ним предела прочности (σ_B) и твердости металлических материалов в основном связано с упрочнением границ зерен по механизму Холла–Петча, упрочнением твердым раствором и дисперсным упрочнением по механизму Орована. Перечисленные механизмы упрочнения аддитивны, т. е. их вклады в конечные свойства материала суммируются.

Границы зерен препятствуют перемещению дислокаций и являются местом повышенной концентрации примесей, поэтому уменьшение размера зерна, а следовательно, увеличение количества границ зерен в объеме приводит к возрастанию прочностных характеристик металла. Зависимость предела текучести от размера зерна (d) можно выразить через уравнение Холла–Петча. Однако авторы работы [6] приходят к выводу, что это уравнение справедливо для систем с размером зерна ≥ 20 нм:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2},$$

где σ_0 – напряжение, характеризующее сопротивление пластической деформации со стороны кристаллической решетки и дефектов решетки, препятствующих движению дислокаций (для меди это напряжение составляет от 20 до 25 МПа [7]); K – коэффициент Холла–Петча (для меди составляет $0,19 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$).

Упрочнение по механизму Орована можно записать следующей формулой:

$$\sigma_{OP} = \sigma_0 + \frac{0,42MGb}{\pi d_p \sqrt{1-\nu}} \cdot \frac{\ln\left(\frac{\pi d_p}{8b}\right)}{\left(\sqrt{\frac{3\pi}{4f_0}} - \frac{\pi}{4}\right)},$$

где M – фактор Тейлора (ориентационный множитель поликристалла, равный для меди 3,06 [8]); G – модуль сдвига (равный для меди 47,7 ГПа [9]); b – вектор Бюргерса (0,256 нм [9]); d_p – средний диаметр дисперсных частиц, нм; ν – коэффициент Пуансона (равный для меди 0,3 [10]); f_0 – содержание дисперсных частиц в объеме, %.

В существенно деформированном материале предел текучести увеличивается за счет накопления дислокаций. Эффект дислокационного упрочнения можно выразить через соотношение Бейли–Хирша:

$$\sigma_{дис} = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho},$$

где α – коэффициент дислокационного упрочнения (для меди составляет 0,26); ρ – плотность дислокаций.

Ориентировочную плотность дислокаций (ρ), которые в большом количестве содержатся в существенно деформированных металлах с малоугловыми границами зерен (<15 градусов) [11], можно вычислить по формуле

$$\rho = \frac{3(1-f)\theta}{bL},$$

где θ – среднее значение дезориентации зерен, градус; f – доля общего числа большеугловых границ зерен, %; L – среднее расстояние между границами зерен.

Проведенные в работах [9, 12, 13] теоретические расчеты прочности ММК и полученные экспериментальные данные имели погрешность <20 %, что указывает на возможность аддитивного расчета вкладов соответствующих механизмов упрочнения для оценки прочности материалов Cu–Me_xO_x.

Комплексная проблема, включающая материаловедческие и технологические задачи, которая оказывает основное влияние на физико-механические свойства материала, состоит в обеспечении равномерного распределения дисперсных частиц во всем объеме матрицы. Так, оксид алюминия, обладая плотностью в >2,5 раза меньшей, чем медь, в процессе изготовления ММК вытесняется жидкой медью к поверхности расплава, из-за чего наблюдается неоднородность структуры композитов.

В работе [14] рассмотрены три способа изучения распределения Al₂O₃ в объеме матрицы. Поскольку размеры дисперсных частиц очень малы по сравнению с их взаимными расстояниями, то их считают точечными объектами, а для анализа распределения используют центроиды. Первый метод подсчета квадрантов – наиболее простой в реализации, но менее чувствительный к текстуре материала. Второй метод – полигональный или тесселяции Вороного. После построения многогранников, центрами которых являются дисперсные частицы, вычисляют их площади. Если значения площади многогранников приблизительно одинаковые – значит, дисперсные частицы расположены равномерно (упорядоченно). Третий метод – расчет междисперсионного расстояния как физической характеристики и его частный случай – функция распределения сферического контакта. Его суть заключается в построении сферы (окружности на плоскости) из любой точки в материале до ее пересечения с частицей оксида. Радиус сферы (окружности) – это расстояние от данной точки до ближайшей частицы.

Экзогенный метод получения металломатричных материалов

В общем виде технологический процесс изготовления ММК в данном случае заключается в механическом смешивании двух готовых компонентов: порошка меди и упрочнителя (рис. 1). Главная техническая проблема экзогенного метода связана со склонностью к агломерации дисперсоидов, слабой межфазной связью и образованием пустот.

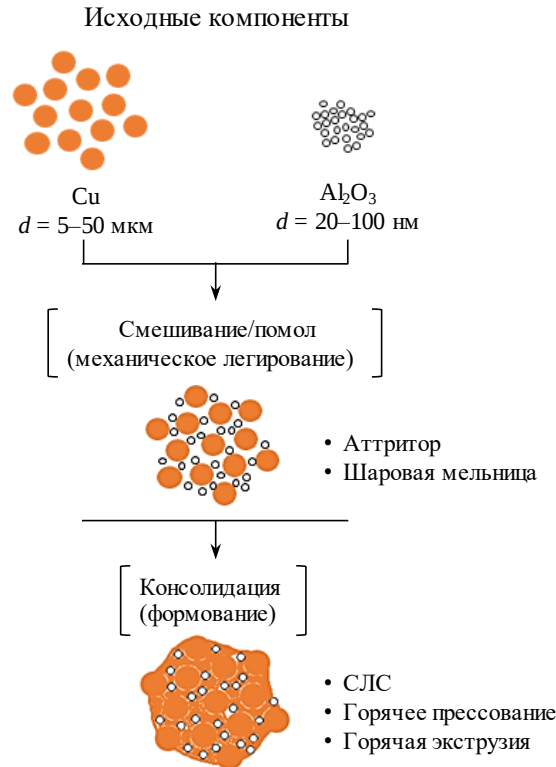


Рис. 1. Технологическая схема экзогенного метода изготовления металломатричных композитов (СЛС – селективное лазерное сплавление)

В работе [15] методом кручения под высоким давлением получен ультрамелкозернистый композит Cu–1 % (по массе) Al₂O₃ с использованием меди и нанопорошка Al₂O₃. Прочность при разрыве и пластичность повышаются (по сравнению с упрочнением при комнатной температуре), когда композит Cu–1 % (по массе) Al₂O₃ консолидируют при повышенной температуре. Получена прочность при разрыве $1077 \pm 40,9$ МПа, если этот композит сначала подвергался кручению под высоким давлением с последующей термообработкой.

В работе [16] ММК состава Cu–5 % (объемн.) Al₂O₃ получали путем измельчения порошков Cu и Al₂O₃ с последующим смешиванием и компактированием. Заготовки подвергали нагреву при 900 °С и формованию (экструзия) в среде аргона.

Механическое легирование [17], в процессе которого частицы подвергаются многократной деформации, сварке и разрушению, позволяет выбирать состав сплава без учета пределов растворимости в жидком или твердом состояниях, тем самым значительно расширяя возможности выбора дисперсоидов. Размер частиц оксида зависит от химического состава сплава и условий термообработки и может изменяться – например, увеличиваться при высоких температурах.

При использовании соответствующих легирующих добавок можно получить более мелкие частицы оксида – например, добавление титана для получения частиц Al₂O₃ в сплавах системы Cu–Al. Предполагается, что осаждение оксида TiO₂ на границе

раздела $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Cu}$ вызывает измельчение оксида путем адсорбции атомов титана на поверхности растущих зародышей Al_2O_3 .

При нагреве смеси порошков меди и лигатуры системы Cu--Al--ZnO происходит экзотермическая реакция с образованием алюминиевой бронзы [18], причем алюминий применяется не в качестве прекурсора для образования Al_2O_3 , а обеспечивает растекание и равномерное распределение по границам зерен ZnO .

Эндогенный метод получения композиционных материалов на медной основе

За рубежом медные сплавы, не поддающиеся термической обработке, с дисперсным упрочнением частицами оксида алюминия изготавливают под брендом GlidCop. Существует несколько марок таких материалов (Al-15, Al-25, Al-60) с различным содержанием дисперсных частиц, сочетающих высокие тепло- и электропроводность, жаростойкость и др.

В настоящее время промышленное производство композитов $\text{Cu--Al}_2\text{O}_3$ с внутренним окислением осуществляется по следующей технологической схеме: порошок системы Cu--Al изготавливают путем распыления водой или газом, смешивают с окислителем (обычно применяют оксид Cu_2O) и подвергают термообработке в контейнере при температурах от 800 до 1000 °С, затем полученные агломераты измельчают и восстанавливают в среде водорода, после чего проводят прессование (если требуется – дополнительно горячую экструзию и т. п.) с последующей деформацией [19].

Внутреннее окисление и восстановление, как правило, проводят отдельно для обеспечения полного восстановления, а для уменьшения окисления меди в процессе горячей экструзии используют герметичные системы. Однако у этой технологии имеются недостатки, такие как сложность процесса и длительный производственный цикл, что приводит к высокой стоимости производства (рис. 2).

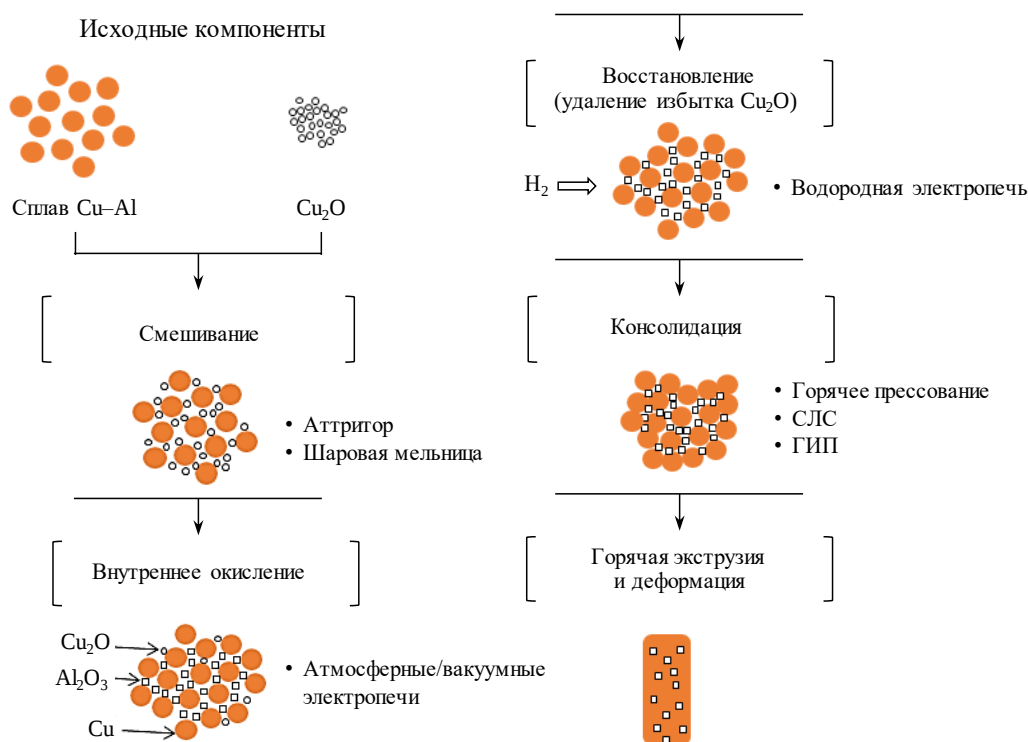


Рис. 2. Технологическая схема эндогенного метода изготовления металломатричных композитов (СЛС – селективное лазерное сплавление, ГИП – горячее изостатическое прессование)

В результате контролируемых реакций, происходящих между компонентами материалов в объеме при приготовлении ММК или в результате термохимической обработки (более известный как процесс *in situ*), синтезируются упрочняющие фазы. Основную реакцию с использованием оксида меди (I) можно выразить в следующем виде: $3\text{Cu}_2\text{O} + 2\text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 6\text{Cu}$.

В настоящее время дисперсно-упрочненные медные сплавы, полученные в результате процессов внутреннего окисления, – наиболее экономически выгодные и доступные сплавы.

В случае с методом *in situ* важным аспектом является тот факт, что образующиеся дисперсные тугоплавкие наночастицы препятствуют движению субзерен или границ зерен, благодаря чему значительно повышаются значения прочности при сохранении высокой электропроводности [20, 21]. Однако получение крупногабаритных изделий с одинаковой концентрацией дисперсных частиц по всему объему весьма затруднительный процесс, который, как правило, требует дополнительного передела заготовок [22]. В работе [23] сообщается, что алюминий не успевает полностью окислиться за короткое время, а увеличение времени ведет к переконденсации уже образованных оксидов Al_2O_3 (оствальдовское созревание). Частично решить эту проблему можно дополнительным механическим легированием в планетарной мельнице, полученные порошки обладают ламинарной микроструктурой.

Образование оксидов в системе Cu–Me в результате диффузии молекул кислорода описано в работе [24] и возможно при следующем условии:

$$c_{\text{O}}D_{\text{O}} > c_{\text{Me}}D_{\text{Me}},$$

где c_{O} и c_{Me} – концентрации кислорода и металла соответственно; D_{O} и D_{Me} – коэффициенты диффузии кислорода и металла соответственно.

При этом глубина диффузии (θ) молекул кислорода с образованием оксидов рассчитывается по формуле

$$\theta^2 = 2 \left(\frac{c_{\text{O}}D_{\text{O}}}{c_{\text{Me}}D_{\text{Me}}} \right) t,$$

где t – продолжительность диффузии.

Способ изготовления сплава оказывает существенное влияние на морфологию и распределение оксидов Cu_2O . Считается, что существование оксидов в сплаве возможно в двух случаях: когда исходные оксиды, т. е. порошки окислителя (Cu_2O), не подвергались восстановлению или когда вторичные оксиды образуются в результате реакции между медью и кислородом во время термической обработки.

После термической обработки микроструктура образцов представляет собой бимодальную зернистую структуру со средним размером зерна ~ 3 мкм, а угол разориентации зерен < 10 градусов. После деформации (холодное волочение или равноканальное угловое прессование) образец приобретает бимодальную мелкозернистую структуру со средним размером зерна 1 мкм [12, 25]. При этом отмечается, что деформация не меняет текстурный состав ММК, а способствует получению характерной для интенсивной пластической деформации структуры.

Как правило, частицы Al_2O_3 имеют сфероподобную или полосовидную морфологию (рис. 3) и располагаются как по границам зерен меди, так и внутри зерен, а их размер варьируется от 4 до 130 нм. Граница раздела между матрицей (Cu) и дисперсной частицей (Al_2O_3) является полукогерентной, и такие границы раздела способствуют достижению высокой электропроводности и высоких механических свойств [12].

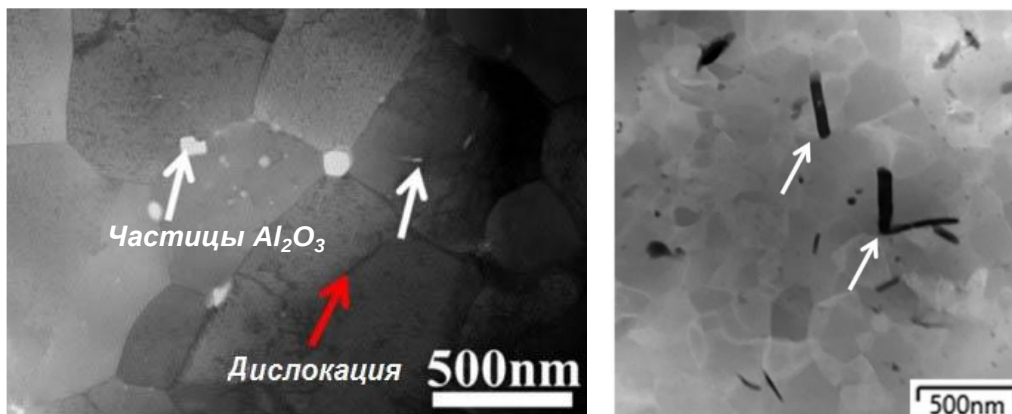


Рис. 3. Микроструктуры металлматричного композита с Al_2O_3 [9, 12]

При использовании смесей N_2/O_2 кислород адсорбируется на поверхности капли расплава с возможным образованием химической связи на ее поверхности или в объеме [24]. При этом расплав CuAl , обладая в 2 раза большей плотностью, чем оксид алюминия, стремится вытолкнуть частицы Al_2O_3 к поверхности капли, образуя оксидную пленку. Она может быть разрушена, если располагающийся под ней расплав находится в жидком состоянии. В этом случае участки, не покрытые пленкой, становятся доступными для образования новых химических связей. После затвердевания оксидная пленка фиксируется и дальнейший ее рост ограничивается диффузией кислорода и алюминия в твердом состоянии. Образование Al_2O_3 связано с большим изменением энтальпии (-967 кДж/моль при 1200°C).

В работах [9, 16, 26] авторы проводили исследования по термической стабильности ММК системы $\text{Cu}-\text{Al}_2\text{O}_3$ и определению их физико-механических свойств при высоких температурах. При сравнении снимков микроструктуры до и после термообработки (вплоть до 1000°C) установлено, что размер зерна медной матрицы, который в исходном состоянии составлял ~ 1 мкм, практически не изменился. Для оценки возможного роста дисперсоидов обрабатывали изображения, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии. В исходном образце дисперсоиды Al_2O_3 размером < 50 нм составляли 45,8 % от общего числа, а размером от 50 до 150 нм: 29,4 %, остальной объем – более 150 нм. С повышением температуры термообработки до 1000°C объемная доля частиц с размером < 50 нм уменьшилась до 12,8 %, а доля частиц от 50 до 150 нм увеличилась до 53,0 %. Средний размер дисперсоидов после термообработки при 400°C составил 81,7 нм, а при 1000°C увеличился до 96,3 нм. Напротив, наблюдается противоположная тенденция по изменению плотности Al_2O_3 в объеме. Так, в исходном состоянии она составляла $\sim (6,2 \cdot 10^{19}) \text{ м}^{-3}$. По мере того, как температура термообработки достигла 1000°C , плотность непрерывно снижалась до $3,6 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$.

Наличие стабильных дисперсоидов эффективно блокирует процессы возврата и движения дислокаций вплоть до температуры 1000°C . Частицы не растворяются в матрице, а лишь медленно коагулируют. К аналогичному выводу приходят авторы в работе [27], проводившие исследования ММК состава $\text{Cu}-0,12$ % (по массе) Al_2O_3 после отжига при температуре 900°C . При этом отмечается, что при температуре $> 1000^\circ\text{C}$ может проходить процесс полиморфного превращения α -, γ -, θ - Al_2O_3 .

Примечательно, что для ММК системы $\text{Cu}-\text{Al}_2\text{O}_3$ наблюдается снижение пластичности при повышенных температурах из-за хрупкого разрушения по границам зерен матрицы, на которых располагаются крупные частицы дисперсоидов, которые, в свою очередь, являются концентраторами напряжений. Значение твердости при этом уменьшается не более чем на 15 %. Зависимости механических свойств ММК от температуры испытаний представлены на рис. 4.

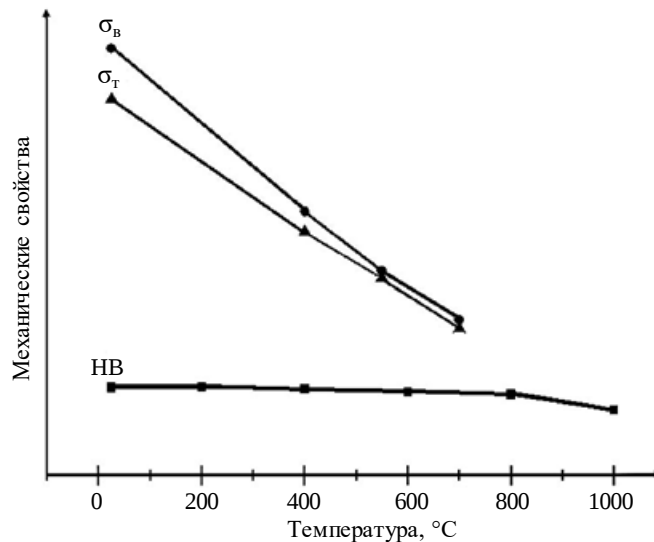


Рис. 4. Механические свойства материала системы Cu–Al₂O₃ в зависимости от температуры испытаний

Таким образом, ММК системы Cu–Al₂O₃ демонстрирует высокое сопротивление высокотемпературному отжигу и является предпочтительным материалом для применения в условиях длительного воздействия высоких температур, где требуется стабильность микроструктуры и устойчивость к рекристаллизации.

Мелкие частицы оксида алюминия, полученные в матрице методом внутреннего окисления, имеют размер от 4 до 25 нм и классифицируются авторами в работах [28, 29] как нанокompозиты. Увеличение содержания оксида алюминия приводит к повышению термо- и коррозионной стойкости материала, что объясняется авторами как результат уменьшения диффузии кислорода и продуктов разложения в объеме композита вследствие присутствия наноразмерных частиц Al₂O₃.

Металломатричные композиты на основе медной матрицы, армированные наночастицами диоксида циркония, изготовлены методом *in situ* в объеме жидкого сплава системы Cu–Zr. Сплав Cu–1 % (по массе) Zr окисляли при температуре ликвидус в среде азота, благодаря чему размер частиц ZrO₂ варьировался от 1 до 20 нм [30]. В этой работе построена модель, согласно которой диффузия атомов кислорода затруднена из-за образования медной оболочки на частицах ZrO₂, тем самым подавляется их дальнейший рост.

Редкоземельные оксиды (La₂O₃, Y₂O₃ и др.) – эффективная упрочняющая фаза в ММК, которая сочетает термическую стабильность с хорошей межфазной связью с медью и значительно повышает износостойкость материалов [31, 32].

Углеродсодержащие упрочняющие фазы

Образование карбидных частиц кинетически аналогично образованию оксидов при внутреннем окислении. Однако скорость роста карбидов в зависимости от температуры значительно меньше, чем у оксидов, а агломерации карбидов не наблюдается [17]. Однако это утверждение верно до определенных значений для конкретных карбидов. Так, в ММК, армированном 2 % (по массе) WC, уже наблюдается частичная агломерация [33].

В работе [34] в качестве дисперсоидов применялись аморфные наночастицы карбида бора (средний диаметр ~47 нм, объемная доля – до 12 %), полученные путем

смешивания порошков Cu, B и C. Аморфные наночастицы B_4C образуются в результате плавления и фрагментации при лазерном селективном сплавлении, которое сопровождается быстрым затвердеванием расплава с протекающим процессом *in situ*. Наноразмерные аморфные фазы препятствуют дислокациям по механизму Орована, благодаря чему получены высокие значения пределов прочности и текучести.

При производстве композитов системы Cu–SiC важно учитывать растворение SiC в меди при нагреве с выпадением углерода в осадок, поэтому температура спекания порошков для получения плотного изделия с микротвердостью 3,63 ГПа и теплопроводностью 223 Вт/(м·К) должна составлять 850 °С [35].

Карбид титана при условном смачивании медью (краевой угол смачивания 85–90 градусов) частично растворяется в меди, чего не наблюдается с оксидом алюминия (краевой угол смачивания 110–117 градусов). В этой связи применение TiC в ММК, работающих на трение-износ, более перспективно, чем оксида Al_2O_3 [36].

Для повышения прочности композита в медную матрицу могут быть добавлены некоторые элементы, такие как Cr, Zr, Mn, Al и другие для образования твердого раствора. Так, в работах [37–39] при создании композитов использовали порошок Ti_2AlC , который смешивали с порошком меди и спекали под давлением. В процессе спекания частицы Ti_2AlC активно реагируют с медью. Атомы алюминия в процессе разложения Ti_2AlC постепенно диффундируют в медную матрицу, образуя твердый раствор Cu(Al) и карбид $TiC_{0,5}$. Дисперсное упрочнение частицами $TiC_{0,5}$ и упрочнение твердым раствором Cu(Al) одновременно повышают твердость материала. Границы раздела между частицами $TiC_{0,5}$ и медной матрицей обладают хорошими смачиваемостью и адгезией, а также оказывают упрочняющее воздействие на прочностные характеристики при растяжении.

Благодаря способности объединять высокие механические свойства с хорошей электро- и теплопроводностью, малым коэффициентом теплового расширения, композиты на медной основе, упрочненные наноструктурами углерода (углеродные нанотрубки, наноалмазы, фуллерены, графен), входят в число наиболее многообещающих материалов [40, 41]. Однако для максимального использования потенциала при разработке ММК системы «медь–наноструктурный углерод» требуется решение ряда задач, таких как обеспечение однородной дисперсии в композите, улучшение межфазного сцепления и поддержание высокотемпературной стабильности в процессе эксплуатации [42].

Фуллерен C_{60} в количестве ≤ 2 % (по массе), который применялся при изготовлении ММК механическим смешиванием, увеличивает твердость до 159 НВ, однако значение теплопроводности составляет 143 Вт/(м·К) или 43 % от значения для чистой меди. Метод изготовления ММК с дендритной структурой, который заключается в смешивании фуллереновой сажи с поверхностно-активным веществом и диспергировании в водном растворе $Cu(NO_3)_2$ с последующей термообработкой, позволяет достичь значения твердости до 115 НВ и теплопроводности 330 Вт/(м·К), что составляет 82,5 % от значения для чистой меди. Это объясняется эффективным теплопереносом по сети границ зерен, которые обеднены углеродом [43]. При содержании сажи до 10,5 % (объемн.) авторы работы [44] получили композит с относительной плотностью 98,5 % и равномерным распределением углерода без агломератов, при этом теплопроводность композита выше, чем у чистой меди, и составляет 332 Вт/(м·К).

Моноатомный двумерный дисперсоид, т. е. графен (Gr), использовался для изготовления ММК в работах [45–48]. Основные проблемы при изготовлении композитов системы Cu–Gr связаны с неравномерным распределением графена в металлической матрице, отсутствием прочных химических связей между ними и деградацией структуры

графена. Основной метод получения таких ММК – создание пленки из графена на медном (сплаве меди) порошке (методы химического (CVD) и электростатического осаждения и др.) с последующей термообработкой. Наряду с высокими значениями механических свойств и теплопроводности (396 Вт/(м·К)) графеновая пленка служит хорошим барьером от коррозии меди.

Углеродные нанотрубки (CNT) [49] благодаря высоким значениям прочности и модуля упругости обладают большим потенциалом для создания ММК на основе меди. Однако при их производстве возникают трудности: агломерация нанотрубок и слабая межфазная связь. Частично решить данную проблему возможно благодаря введению в состав металлической матрицы титана, который частично растворяется в объеме и образует карбид TiC, обеспечивая тем самым прочную химическую связь.

В таблице представлены основные физико-механические свойства ММК на медной основе с различными упрочнителями.

Физико-механические свойства ММК на медной основе

Сплав	Твердость HV	σ_b	σ_T	δ , %	Электропровод- ность, % IACS	Литературный источник
		МПа				
Cu–Al ₂ O ₃ : экзогенный эндогенный	80–320 69–77 (HRB)	250–1077 404–560	– 348–428	3–15 4,1–18,1	55–85 84,0–94,1	[15], [16] [12], [13], [19], [22]
Cu–ZrO ₂	87–102	–	–	–	93	[30]
Cu–La ₂ O ₃	105	328	262	–	89,5	[31]
Cu–B ₄ C	–	1036	729	9,7	–	[34]
Cu–TiB ₂	432	–	893	–	–	[50]
Cu–Cr–TiB ₂	491		997			
Cu(Al)–TiC _{0,5}	124	349	317	18,8	77,9	[37]
Cu–Ag/Gr*	–	342	185	47,3	85,2	[47]
Cu–Gr		257	103	46,0	98,5	
Cu–Ti/CNT**	86–100	260–350	150–190	15–25	–	[49]
* Gr – графен. ** CNT – углеродные нанотрубки.						

* Gr – графен.

** CNT – углеродные нанотрубки.

Заключения

Проведенный анализ современного состояния исследований в области дисперсно-упрочненных композитов на медной основе показал, что данный класс материалов востребован среди конструкционных и функциональных материалов благодаря сочетанию высокой прочности, термической стабильности и электропроводности. Представленные в обзоре данные позволяют сформулировать следующие выводы:

– эндогенный метод (*in situ*), основанный на внутреннем оксидировании, обеспечивает формирование наноразмерных упрочняющих частиц, равномерно распределенных в матрице, что позволяет достичь высоких физико-механических и эксплуатационных показателей;

– основной вклад в упрочнение ММК вносят зернограничное упрочнение по механизму Холла–Петча и дисперсно-дислокационное упрочнение по механизму Орована. Расчет этих механизмов дает возможность прогнозировать свойства на этапе проектирования структуры ММК;

– традиционные оксидные системы демонстрируют наилучшее сочетание термостабильности и электропроводности. Карбидные дисперсоиды и углеродные наноструктуры (графен, фуллерены, нанотрубки) перспективны для износостойких и требующих высоких прочностных характеристик материалов, однако требуются решения проблем с равномерным распределением упрочняющей фазы;

– перспективными направлениями в области дисперсно-упрочненных медных сплавов являются: разработка гибридных технологий, включающих внутреннее оксидирование и механическое легирование; применение технологий для получения мелкозернистой микроструктуры; расширение номенклатуры упрочняющих фаз.

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

Список источников

1. Гололобов А.В., Няфкин А.Н., Жабин А.Н. Аспекты формирования структуры дисперсно-упрочненного металлического композиционного материала, полученного на основе стружки и порошка алюминиевого коррозионностойкого сплава // Труды ВИАМ. 2021. № 12 (106). С. 39–46. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-39-46.
2. Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В., Курбаткина Е.И. Исследование характеристик прочности дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22 // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). С. 30–38. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
3. Худнев А.А., Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Дворецков Р.М. Исследование особенностей консолидации порошковых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе молибдена с применением искрового плазменного спекания // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). С. 64–74. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74.
4. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Большакова А.Н., Ефимочкин И.Ю., Щербаков Е.М. Ниобий, армированный волокнами α - Al_2O_3 . Часть 1. Двухкомпонентные композиции // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). С. 58–77. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-58-77.
5. Кулик В.И., Нилов А.С. Композиционные материалы с металлической матрицей: учеб. пособие. СПб.: Балт. гос. техн. ун-т, 2020. 69 с.
6. Cheng S., Ma E., Wang Y. et al. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu // Acta materialia. 2005. Vol. 53. No. 5. P. 1521–1533. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.12.005.
7. Gao Z., Hao Yu., Geng D. et al. Effects of zirconium addition on the material properties and microstructure of ODS-Cu alloys // Journal of alloys and compounds. 2022. Vol. 899. Art. 163328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163328.
8. Zeng H., Sui H., Wu Sh., Kiu J. Evolution on the microstructure and properties of a Cu-Cr(Mg) alloy upon thermomechanical treatment // Journal of alloys and compounds. 2021. Vol. 857. Art. 157582. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
9. Zhang X., Yuan Y., Zhao S. et al. Microstructure stability, softening temperature and strengthening mechanism of pure copper, CuCrZr and Cu- Al_2O_3 up to 1000 °C // Nuclear materials and energy. 2022. Vol. 30. Art. 101123. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101123.
10. Peng L., Xie H., Huang G. et al. The phase transformation and strengthening of a Cu-0,71 wt% Cr alloy // Journal alloy compounds. 2017. Vol. 708. P. 1096–1102. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
11. Luo P., McDonald D.T., Xu W. et al. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing // Scripta materialia. 2012. Vol. 66. P. 785–788. DOI: 10.1016/j.scripamat.2012.02.008.
12. Feng X. Microstructure and properties of Cu-0,4 wt.% Al_2O_3 composites fabricated by hot extrusion and cold drawing // Journal of materials engineering and performance. 2022. Vol. 31. No. 2. P. 1241–1249. DOI: 10.1007/s11665-021-06247-5.
13. Yu Ya., Liu Yo., Teng Ya. et al. Effect of composite plastic deformation technologies on the microstructure evolution and properties of Cu-0.3wt% Al_2O_3 dispersion-strengthened copper alloy // Journal of materials engineering and performance. 2025. Vol. 34. No. 17. P. 19302–19311. DOI: 10.1007/s11665-024-10561-z.

14. Besterici M., Kohutek I., Velgosova O. Microstructural parameters of dispersion strengthened Cu-Al₂O₃ materials // Journal of materials science. 2008. Vol. 43. No. 3. P. 900–905. DOI: 10.1007/s10853-007-2227-0.
15. Depeng Sh., Gao P., He Yu. et al. A Cu-Al₂O₃ composite with ultrahigh tensile strength prepared by high-pressure torsion // Journal of materials engineering and performance. 2022. Vol. 31. No. 6. P. 1–6. DOI: 10.1007/s11665-022-06936-9.
16. Zhou D., Zhang D., Kong Ch. et al. Grain and nanoparticle coarsening of an ultrafine structured Cu-5vol.%Al₂O₃ nanocomposite during isochronal annealing // Journal Alloy and Compounds. 2015. Vol. 645. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.04.106.
17. Groza J. Heat-resistant dispersion-strengthened copper alloys // Journal of materials engineering and performance. 1992. Vol. 1. P. 113–121. DOI: 10.1007/BF02650042.
18. Gordeev Yu.I., Abkaryan A.K., Surovtsev A.V., Lepeshev A.A. Investigation into the peculiarities of structure formation and properties of copper-based powder pseudoalloys modified by ZnO and TiN nanoparticle additives // Journal of non-ferrous metals. 2019. Vol. 60. No. 1. P. 68–75. DOI: 10.3103/S1067821219010048.
19. Cheng F., Yan Z., Wang T. Effects of internal oxidation methods on microstructures and properties of Al₂O₃ dispersion-strengthened copper alloys // High performance structural materials, Chinese materials conference. 2018. Vol. 1. P. 1–9. DOI: 10.1007/978-981-13-0104-9_1.
20. Wenting Q., Haowen J., Zhu X. et al. Effect of creep annealing on the dimensional stability of dispersion strengthened copper alloy // Journal Alloy and Compounds. 2021. Vol. 887. Art. 161321. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161321.
21. Wang X., Li J., Zhang Ya., Wang Ya. Improvement of interfacial bonding and mechanical properties of Cu-Al₂O₃ composite by Cr-nanoparticle-induced interfacial modification // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 695. P. 2124–2130. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.11.055.
22. Ren F., Zhi A., Zhang D. et al. Preparation of Cu-Al₂O₃ bulk nano-composites by combining Cu-Al alloy sheets internal oxidation with hot extrusion // Journal of Alloy and Compounds. 2015. Vol. 633. P. 323–328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.02.057.
23. Zhao Z., Xiao Zh., Li Zh. et al. Characterization of dispersion strengthened copper alloy prepared by internal oxidation combined with mechanical alloying // Journal of materials engineering and performance. 2017. Vol. 26. No. 11. P. 5641–5647. DOI: 10.1007/s11665-017-3010-2.
24. Ohla K., Muller H.R., Riedle J. Principal considerations for the production of dispersion strengthened copper alloys using spray forming // Spray deposition and melt atomization. Bremen, 2000. Vol. 1. P. 181–190.
25. Li Ch., Xie Yu., Zhou D., Zeng W. A novel way for fabricating ultrafine grained Cu-4,5 vol.% Al₂O₃ composite with high strength and electrical conductivity // Materials characterization. 2019. Vol. 155. Art. 109775. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.017.
26. Xiang Z.-Q., Li Zh., Lei Q., Xiao Zh. High temperature mechanical behavior of alumina dispersion strengthened copper alloy with high content of alumina // Transactions of nonferrous metals society of China. 2015. Vol. 25. No. 2. P. 444–450. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63622-6.
27. Li H. Recrystallization behavior of Al₂O₃/Cu composite produced by internal oxidation // Rare metal materials and engineering. 2005. Vol. 34. P. 1039–1042.
28. Hatakeyama M., Okada K., Sunada S., Sato K. Effect of dispersion particles and precipitates on the corrosion properties of ODS-Cu, Cu-Cr-Zr and Cu-Cr alloys in Na₂SO₄ solutions // Nuclear materials and energy. 2022. Vol. 31. Art. 101159. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101159.
29. Koumoulos E.P., Kartsonakis I., Bakolas A., Charitidis C.A. Nanomechanical properties and thermal decomposition of Cu-Al₂O₃ composites for FGM applications // Manufacturing review. 2016. Vol. 3. No. 20. DOI: 10.1051/mfreview/2016022.
30. Xie K., Han Ch., Liu J., Tan Yu. Fabrication of Cu-ZrO₂ composites by in situ oxidation of liquid Cu-Zr alloy // Journal of nanoparticle research. 2020. Vol. 22. Art. 80. DOI: 10.1007/s11051-020-04793-y.
31. Zheng R., Li N. Microstructure and wear properties of Cu-La₂O₃ composites prepared by spark plasma sintering // Metals and materials international. 2019. Vol. 27. P. 1103–1112. DOI: 10.1007/s12540-019-00489-8.
32. Zhuo H., Tang J., Ye N. Strengthening mechanisms of Y₂O₃ dispersion strengthened copper-based composites // Rare metal materials and engineering. 2015. Vol. 44. No. 5. P. 1134–1138. DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.2015.43.10.23162320.

33. Cug H., Demirtas H., Erden M.A. et al. Influence of nano-WC addition on wear performances of Cu-Ni matrix nanocomposites // *Acta physica polonica*. 2019. Vol. 135. No. 5. P. 892–894. DOI: 10.12693/APhysPolA.135.892.
34. Wang G., Zhang Y., Liu J., Wang K. et al. Dispersion hardening using amorphous nanoparticles via additive manufacturing // *Nature communications*. 2025. Vol. 16. No. 1. Art. 3589. DOI: 10.1038/s41467-025-58893-1.
35. Никитин Д.С., Шаненков И.И., Насырбаев А., Вымпина Ю.Н. и др. Получение объемных изделий из металломатричного композита Cu-SiC для энергоэффективных теплопроводящих систем // *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*. 2023. Т. 334. № 7. С. 93–101. DOI: 10.18799/24131830/2023/7/4072.
36. Peng T., Yan Q., Zhang X., Zhuang Y. Role of titanium carbide and alumina on the friction increment for Cu-based metallic brake pads under different initial braking speeds // *Friction*. 2021. Vol. 9. No. 6. P. 1543–1557. DOI: 10.1007/s40544-020-0439-3.
37. Hong J., Zou J., Chen W. Effect of ball milling time on the microstructure and properties of Cu(Al)-TiC_{0.5} composites // *Journal of materials engineering and performance*. 2022. Vol. 32. P. 5956–5966. DOI: 10.1007/s11665-022-07521-w.
38. Yan Y.X., Zou J., Zhang X., Xiao Q. Investigation on microstructure and properties of TiC_{0.5}-Al₂O₃/Cu composites fabricated by a novel in-situ reactive synthesis // *Ceramics international*. 2021. Vol. 47. No. 13. P. 18858–18865. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.03.225.
39. Gao Y.Y., Qiu F., Zou Q., Chu J.G. Controlling the sizes of in-situ TiC nanoparticles for high-performance TiC/Al-Cu nanocomposites // *Ceramics international*. 2021. Vol. 47. No. 20. P. 28584–28595. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.07.017.
40. Wang L., Cui Y., Yang S. et al. Microstructure and properties of carbon nanosheet/copper composites processed by particle-assisted shear exfoliation // *RSC advances*. 2015. No. 5 (25). P. 19321–19328. DOI: 10.1039/C4RA14255A.
41. Астрединов В.М., Калинин Ю.Е., Панин Ю.В. Упрочнение меди нанолуглеродными материалами // *Альтернативная энергетика и экология*. 2011. № 9 (101). С. 53–56.
42. Muslim Al M. Sakhi S., Abuzaid W. Synergistic integration of carbon nanotubes in laser powder bed fusion: advancing multifunctional metal additive manufacturing // *Journal of materials science*. 2025. No. 60 (33). P. 14279–14338. DOI: 10.1007/s10853-025-11175-z.
43. Bobrynina E.V., Larionova T.V., Koltsova T.S. et al. Preparation, structure and properties of copper-based composites with additions of fullerenes and fullerene soot // *Metal science and heat treatment*. 2020. Vol. 62. No. 1. P. 70–75. DOI: 10.1007/s11041-020-00514-3.
44. Koltsova T., Bobrynina E., Vozniakovskii A. et al. Thermal conductivity of composite materials copper-fullerene soot // *Materials*. 2022. No. 15. Art. 1415. DOI: 10.3390/ma15041415.
45. Gao H., Hongyan Yu., Erjun G. et al. Mechanical properties and thermal conductivity of graphene rein-forced copper matrix composites // *Powder technology*. 2016. Vol. 301. P. 601–607. DOI: 10.1016/j.powtec.2016.06.045.
46. Chen X.H., Liu P., Chen H. Preparation of copper-graphene layered composites by spark plasma sintering // *Materials science and technology*. 2018. Vol. 34. No. 2. Art. 1472908. DOI: 10.1080/02670836.2018.1472908.
47. Cai Sh., Chen X., Liu P. et al. Fabrication of three-dimensional graphene/Cu-Ag composites by in situ chemical vapor deposition and their properties // *Journal of materials engineering and performance*. 2020. Vol. 29. P. 2248–2255. DOI: 10.1007/s11665-020-04794-x.
48. Akbarpour M.R., Sadeghi N., Aghajani H. University of Tehran et al. Nano TiC-Graphene-Cu composites fabrication by a modified ball-milling method followed by reactive sintering: effects of reinforcements content on microstructure, consolidation, and mechanical properties // *Ceramics international*. 2022. Vol. 48. No. 1. P. 130–136. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.09.088.
49. Xiong N., Bao R., Yi J., Fang D. CNTs/Cu-Ti composites fabrication through the synergistic reinforcement of CNTs and in situ generated nano-TiC particles // *Journal of alloy and compounds*. 2018. Vol. 770. P. 204–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.116.
50. Qiu F., Duan X., Dong B. et al. Effects of Cr and Zr addition on microstructure, compressive properties, and abrasive wear behaviors of in situ TiB₂/Cu cermets // *Materials*. 2018. Vol. 11. No. 8. Art. 1464. DOI: 10.3390/ma11081464.

References

1. Gololobov A.V., Nyafkin A.N., Zhabin A.N. Aspects of structure formation dispersion-strengthened metal composite material obtained on the basis of shavings and powder of aluminum corrosion-resistant alloy. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), pp. 39–46. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-39-46.
2. Pevchev D.I., Gorbovets M.A., Ryzhkov P.V., Kurbatkina E.I. Investigation of the strength characteristics dispersion-strengthened metal-ceramic composite material VKM22. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), pp. 30–38. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
3. Khudnev A.A., Batiukov R.V., Bolshakova A.N., Dvoretsov R.M. Study of the features of compaction of powder composite materials based on molybdenum using spark plasma sintering. *Trudy VIAM*, 2022, no. 3 (109), pp. 64–74. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74.
4. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Bolshakova A.N., Efimochkin I.Yu., Shcherbakov E.M. Niobium reinforced by α -Al₂O₃ fibers. Part 1. Two-Component Compositions. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), pp. 58–77. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-58-77.
5. Kulik V.I., Nilov A.S. *Composite materials with a metal matrix*: textbook. St. Petersburg: Baltic State Tech. Univ., 2020, 69 p.
6. Cheng S., Ma E., Wang Y. et al. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu. *Acta materialia*, 2005, vol. 53, no. 5, pp. 1521–1533. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.12.005.
7. Gao Z., Hao Yu., Geng D. et al. Effects of zirconium addition on the material properties and microstructure of ODS-Cu alloys. *Journal of alloys and compounds*, 2022, vol. 899, art. 163328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163328.
8. Zeng H., Sui H., Wu Sh., Kiu J. Evolution on the microstructure and properties of a Cu-Cr-(Mg) alloy upon thermomechanical treatment. *Journal of alloys and compounds*, 2021, vol. 857, art. 157582. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
9. Zhang X., Yuan Y., Zhao S. et al. Microstructure stability, softening temperature and strengthening mechanism of pure copper, CuCrZr and Cu-Al₂O₃ up to 1000 °C. *Nuclear materials and energy*, 2022, vol. 30, art. 101123. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101123.
10. Peng L., Xie H., Huang G. et al. The phase transformation and strengthening of a Cu-0,71 wt% Cr alloy. *Journal alloy compounds*, 2017, vol. 708, pp. 1096–1102. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
11. Luo P., McDonald D.T., Xu W. et al. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing. *Scripta materialia*, 2012, vol. 66, pp. 785–788. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.02.008.
12. Feng X. Microstructure and properties of Cu-0,4 wt.% Al₂O₃ composites fabricated by hot extrusion and cold drawing. *Journal of materials engineering and performance*, 2022, vol. 31, no. 2, pp. 1241–1249. DOI: 10.1007/s11665-021-06247-5.
13. Yu Ya., Liu Yo., Teng Ya. et al. Effect of composite plastic deformation technologies on the microstructure evolution and properties of Cu-0.3wt%Al₂O₃ dispersion-strengthened copper alloy. *Journal of materials engineering and performance*, 2025, vol. 34, no. 17, pp. 19302–19311. DOI: 10.1007/s11665-024-10561-z.
14. Besterici M., Kohutek I., Velgosova O. Microstructural parameters of dispersion strengthened Cu-Al₂O₃ materials. *Journal of materials science*, 2008, vol. 43, no. 3, pp. 900–905. DOI: 10.1007/s10853-007-2227-0.
15. Depeng Sh., Gao P., He Yu. et al. A Cu-Al₂O₃ composite with ultrahigh tensile strength prepared by high-pressure torsion. *Journal of materials engineering and performance*, 2022, vol. 31, no. 6, pp. 1–6. DOI: 10.1007/s11665-022-06936-9.
16. Zhou D., Zhang D., Kong Ch. et al. Grain and nanoparticle coarsening of an ultrafine structured Cu-5vol.%Al₂O₃ nanocomposite during isochronal annealing. *Journal Alloy and Compounds*, 2015, vol. 645. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.04.106.
17. Groza J. Heat-resistant dispersion-strengthened copper alloys. *Journal of materials engineering and performance*, 1992, vol. 1, pp. 113–121. DOI: 10.1007/BF02650042.

18. Gordeev Yu.I., Abkaryan A.K., Surovtsev A.V., Lepeshev A.A. Investigation into the peculiarities of structure formation and properties of copper-based powder pseudoalloys modified by ZnO and TiN nanoparticle additives. *Journal of non-ferrous metals*, 2019, vol. 60, no. 1, pp. 68–75. DOI: 10.3103/S1067821219010048.
19. Cheng F., Yan Z., Wang T. Effects of internal oxidation methods on microstructures and properties of Al₂O₃ dispersion-strengthened copper alloys. *High performance structural materials, Chinese materials conference*, 2018, vol. 1, pp. 1–9. DOI: 10.1007/978-981-13-0104-9_1.
20. Wenting Q., Haowen J., Zhu X. et al. Effect of creep annealing on the dimensional stability of dispersion strengthened copper alloy. *Journal Alloy and Compounds*, 2021, vol. 887, art. 161321. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161321.
21. Wang X., Li J., Zhang Ya., Wang Ya. Improvement of interfacial bonding and mechanical properties of Cu-Al₂O₃ composite by Cr-nanoparticle-induced interfacial modification. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 695, pp. 2124–2130. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.11.055.
22. Ren F., Zhi A., Zhang D. et al. Preparation of Cu-Al₂O₃ bulk nano-composites by combining Cu-Al alloy sheets internal oxidation with hot extrusion. *Journal of Alloy and Compounds*, 2015, vol. 633, pp. 323–328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.02.057.
23. Zhao Z., Xiao Zh., Li Zh. et al. Characterization of dispersion strengthened copper alloy prepared by internal oxidation combined with mechanical alloying. *Journal of materials engineering and performance*, 2017, vol. 26, no. 11, pp. 5641–5647. DOI: 10.1007/s11665-017-3010-2.
24. Ohla K., Muller H.R., Riedle J. Principal considerations for the production of dispersion strengthened copper alloys using spray forming. *Spray deposition and melt atomization*. Bremen, 2000, vol. 1, pp. 181–190.
25. Li Ch., Xie Yu., Zhou D., Zeng W. A novel way for fabricating ultrafine grained Cu-4.5 vol.% Al₂O₃ composite with high strength and electrical conductivity. *Materials characterization*, 2019, vol. 155, art. 109775. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.017.
26. Xiang Z.-Q., Li Zh., Lei Q., Xiao Zh. High temperature mechanical behavior of alumina dispersion strengthened copper alloy with high content of alumina. *Transactions of nonferrous metals society of China*, 2015, vol. 25, no. 2, pp. 444–450. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63622-6.
27. Li H. Recrystallization behavior of Al₂O₃/Cu composite produced by internal oxidation. *Rare metal materials and engineering*, 2005, vol. 34, pp. 1039–1042.
28. Hatakeyama M., Okada K., Sunada S., Sato K. Effect of dispersion particles and precipitates on the corrosion properties of ODS-Cu, Cu-Cr-Zr and Cu-Cr alloys in Na₂SO₄ solutions. *Nuclear materials and energy*, 2022, vol. 31, art. 101159. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101159.
29. Koumoulos E.P., Kartsonakis I., Bakolas A., Charitidis C.A. Nanomechanical properties and thermal decomposition of Cu-Al₂O₃ composites for FGM applications. *Manufacturing review*, 2016, vol. 3, no. 20. DOI: 10.1051/mfreview/2016022.
30. Xie K., Han Ch., Liu J., Tan Yu. Fabrication of Cu-ZrO₂ composites by in situ oxidation of liquid Cu-Zr alloy. *Journal of nanoparticle research*, 2020, vol. 22, art. 80. DOI: 10.1007/s11051-020-04793-y.
31. Zheng R., Li N. Microstructure and wear properties of Cu-La₂O₃ composites prepared by spark plasma sintering. *Metals and materials international*, 2019, vol. 27, pp. 1103–1112. DOI: 10.1007/s12540-019-00489-8.
32. Zhuo H., Tang J., Ye N. Strengthening mechanisms of Y₂O₃ dispersion strengthened copper-based composites. *Rare metal materials and engineering*, 2015, vol. 44, no. 5, pp. 1134–1138. DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.2015.43.10.23162320.
33. Cug H., Demirtas H., Erden M.A. et al. Influence of nano-WC addition on wear performances of Cu-Ni matrix nanocomposites. *Acta physica polonica*, 2019, vol. 135, no. 5, pp. 892–894. DOI: 10.12693/APhysPolA.135.892.
34. Wang G., Zhang Y., Liu J., Wang K. et al. Dispersion hardening using amorphous nanoparticles via additive manufacturing. *Nature communications*, 2025, vol. 16, no. 1, art. 3589. DOI: 10.1038/s41467-025-58893-1.
35. Nikitin D.S., Shanenkov I.I., Nasyrbaev A., Vympina Yu.N. et al. Production of volumetric products from Cu-SiC metal-matrix composite for energy-efficient heat-conducting systems. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta. Inzhiniring georesursov*, 2023, vol. 334, no. 7, pp. 93–101. DOI: 10.18799/24131830/2023/7/4072.

36. Peng T., Yan Q., Zhang X., Zhuang Y. Role of titanium carbide and alumina on the friction increment for Cu-based metallic brake pads under different initial braking speeds. *Friction*, 2021, vol. 9, no. 6, pp. 1543–1557. DOI: 10.1007/s40544-020-0439-3.
37. Hong J., Zou J., Chen W. Effect of ball milling time on the microstructure and properties of Cu(Al)-TiC_{0.5} composites. *Journal of materials engineering and performance*, 2022, vol. 32, pp. 5956–5966. DOI: 10.1007/s11665-022-07521-w.
38. Yan Y.X., Zou J., Zhang X., Xiao Q. Investigation on microstructure and properties of TiC_{0.5}-Al₂O₃/Cu composites fabricated by a novel in-situ reactive synthesis. *Ceramics international*, 2021, vol. 47, no. 13, pp. 18858–18865. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.03.225.
39. Gao Y.Y., Qiu F., Zou Q., Chu J.G. Controlling the sizes of in-situ TiC nanoparticles for high-performance TiC/Al-Cu nanocomposites. *Ceramics international*, 2021, vol. 47, no. 20, pp. 28584–28595. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.07.017.
40. Wang L., Cui Y., Yang S. et al. Microstructure and properties of carbon nanosheet/copper composites processed by particle-assisted shear exfoliation. *RSC advances*, 2015, no. 5 (25), pp. 19321–19328. DOI: 10.1039/C4RA14255A.
41. Astredinov V.M., Kalinin Yu.E., Panin Yu.V. Strengthening of copper with nanocarbon materials. *Alternativnaya energetika i ekologiya*, 2011, no. 9 (101), pp. 53–56.
42. Muslim Al M. Sakhi S., Abuzaid W. Synergistic integration of carbon nanotubes in laser powder bed fusion: advancing multifunctional metal additive manufacturing. *Journal of materials science*, 2025, no. 60 (33), pp. 14279–14338. DOI: 10.1007/s10853-025-11175-z.
43. Bobrynina E.V., Larionova T.V., Koltsova T.S. et al. Preparation, structure and properties of copper-based composites with additions of fullerenes and fullerene soot. *Metal science and heat treatment*, 2020, vol. 62, no. 1, pp. 70–75. DOI: 10.1007/s11041-020-00514-3.
44. Koltsova T., Bobrynina E., Vozniakovskii A. et al. Thermal conductivity of composite materials copper-fullerene soot. *Materials*, 2022, no. 15, art. 1415. DOI: 10.3390/ma15041415.
45. Gao H., Hongyan Yu., Erjun G. et al. Mechanical properties and thermal conductivity of graphene reinforced copper matrix composites. *Powder technology*, 2016, vol. 301, pp. 601–607. DOI: 10.1016/j.powtec.2016.06.045.
46. Chen X.H., Liu P., Chen H. Preparation of copper-graphene layered composites by spark plasma sintering. *Materials science and technology*, 2018, vol. 34, no. 2, art. 1472908. DOI: 10.1080/02670836.2018.1472908.
47. Cai Sh., Chen X., Liu P. et al. Fabrication of three-dimensional graphene/Cu-Ag composites by in situ chemical vapor deposition and their properties. *Journal of materials engineering and performance*, 2020, vol. 29, pp. 2248–2255. DOI: 10.1007/s11665-020-04794-x.
48. Akbarpour M.R., Sadeghi N., Aghajani H. University of Tehran et al. Nano TiC-Graphene-Cu composites fabrication by a modified ball-milling method followed by reactive sintering: effects of reinforcements content on microstructure, consolidation, and mechanical properties. *Ceramics international*, 2022, vol. 48, no. 1, pp. 130–136. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.09.088.
49. Xiong N., Bao R., Yi J., Fang D. CNTs/Cu-Ti composites fabrication through the synergistic reinforcement of CNTs and in situ generated nano-TiC particles. *Journal of alloy and compounds*, 2018, vol. 770, pp. 204–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.116.
50. Qiu F., Duan X., Dong B. et al. Effects of Cr and Zr addition on microstructure, compressive properties, and abrasive wear behaviors of in situ TiB₂/Cu cermets. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 8, art. 1464. DOI: 10.3390/ma11081464.

Информация об авторах

Патрушев Александр Юрьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Вахрушева Ирина Олеговна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksandr Yu. Patrushev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Irina O. Vahrusheva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.05.2026.
 The article was submitted 18.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 21.05.2026.

Научная статья

УДК 620.193.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-138-145

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА НАНЕСЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА КРУПНОГАБАРИТНЫЕ ДЕТАЛИ ГТД НА УСТАНОВКЕ ВИАМ-МЭШ-50

С.А. Будиновский¹, А.С. Бенклян¹, С.В. Татарников¹

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

Аннотация. Представлены ключевые особенности технологического процесса нанесения защитных ионно-плазменных покрытий на имитаторы крупногабаритных деталей газотурбинного двигателя с помощью опытно-промышленной ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50. Описаны взаимосвязанные характеристики вакуумно-дуговых испарителей с протяженной зоной в многоэлектродной системе. Приведены металлографические исследования осажденного защитного покрытия системы NiAlCrY на имитаторах деталей. Исследовано распределение толщины осажденного покрытия по поверхности имитаторов деталей.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, ионно-плазменные покрытия, вакуумный дуговой процесс, газотурбинный двигатель, газотурбинная установка, крупногабаритные детали

Для цитирования: Будиновский С.А., Бенклян А.С., Татарников С.В. Особенности технологического процесса нанесения ионно-плазменных покрытий на крупногабаритные детали ГТД на установке ВИАМ-МЭШ-50 // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 138–145. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-138-145.

Scientific article

FEATURES OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS FOR APPLYING ION-PLASMA COATINGS TO LARGE GAS TURBINE ENGINE PARTS USING THE VIAM-MESH-50 UNIT

S.A. Budinovskiy¹, A.S. Benklyan¹, S.V. Tatarnikov¹

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

Abstract. This paper presents the key features of the technological process for applying protective ion-plasma coatings to dummy large-size gas turbine engine parts using the VIAM-MESH-50 pilot ion-plasma unit. The interaction factors between extended-zone vacuum arc evaporators in a multi-electrode system are described. Metallographic studies of the deposited NiAlCrY protective coating on the dummy parts are presented. The distribution of the deposited coating thickness over the surface of the dummy parts is studied.

Keywords: heat-resistant nickel alloys, ion-plasma coatings, vacuum arc process, gas turbine engine, gas turbine unit, large parts

For citation: Budinovskiy S.A., Benklyan A.S., Tatarnikov S.V. Features of the technological process for applying ion-plasma coatings to large gas turbine engine parts using the VIAM-MESh-50 unit. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 138–145. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-138-145.

Введение

Серийная ионно-плазменная установка типа МАП-1 и ее дальнейшие модификации (МАП-1М, МАП-2, МАП-3) представляют собой высокотехнологичный комплекс, предназначенный для нанесения функциональных и защитных покрытий на различные материалы (стали, титановые, никелевые и кобальтовые сплавы и т. д.). В основе работы ионно-плазменной установки типа МАП-1 лежит высокоэнергетическое осаждение защитных покрытий вакуумно-дуговым методом [1–7]. Данная технология активно применяется в машиностроении, авиационной и космической промышленности, медицине, инструментальном производстве и других отраслях, где требуется повышение долговечности, коррозионной, изнoso- и жаростойкости изделий различного назначения [8–11].

Принцип работы установки МАП-1 [12–15] основан на формировании плотной металлической плазмы в вакуумной камере с использованием вакуумно-дуговых источников. В процессе создается поток ионов, атомов, капель и паровой фазы испаряемого материала, который направляется на поверхность обрабатываемого изделия. Вакуумная среда позволяет исключить влияние внешних загрязнений и обеспечить высокую чистоту покрытия, а также контролировать параметры процесса с высокой точностью.

Одним из ключевых элементов установки является трубный катод, изготовленный из материала, который необходимо нанести на изделие. Под действием электрического разряда происходит испарение материала катода, образующаяся плазма содержит ионы металла. Для формирования покрытий на основе нитридов, карбидов и карбонитридов в рабочую камеру подают азот и/или ацетилен для последующей плазмохимической реакции на поверхности обрабатываемой детали.

Существенными преимуществами ионно-плазменной технологии осаждения с использованием вакуумно-дугового метода являются высокая плотность и однородность получаемых защитных покрытий. Процесс осаждения характеризуется высокой воспроизводимостью (как по скорости осаждения, так и по химическому составу получаемого конденсата).

Применение данной технологии позволяет достичь высокого уровня адгезии покрытия к подложке и межслойной когезии. Наряду с вакуумно-дуговым разрядом на обрабатываемые детали подается напряжение смещения, в результате чего из металлической плазмы «вытягивается» ионная компонента. Управляя напряжением смещения возможно проводить ионную бомбардировку поверхности обрабатываемой детали, что в свою очередь (в зависимости от энергии ионов) приводит к очистке поверхности деталей от загрязнений, термоактивации поверхности и уплотнению осаждаемого конденсата. Такое покрытие надежно сцепляется с основой и не отслаивается даже при интенсивной эксплуатации.

Технология разработана в первую очередь для авиационной отрасли – для нанесения защитных покрытий на детали газотурбинного двигателя (ГТД). Конструктив установки и организация процесса осаждения защитного покрытия нацелены на обработку деталей с характерным размером до 200 мм. Обработка деталей большой высоты ограничена как размерами камеры напыления, так и высотой эффективной зоны напыления – равномерность толщины покрытия значительно ухудшается для деталей высотой >200 мм.

Для обработки крупногабаритных деталей современных ГТД технология нанесения защитных ионно-плазменных покрытий вакуумно-дуговым методом масштабирована, разработана новая модернизация установки МАП-1 – опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа ВИАМ-МЭШ-50.

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

Материалы и методы

Опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа ВИАМ-МЭШ-50 является четырехкатодным вариантом производственной ионно-плазменной установки типа МАП-1 (МАП-1М, МАП-2, МАП-3), предназначенной для нанесения защитных жаро-, коррозионно-, эрозионно- и износостойких покрытий вакуумно-дуговым осаждением. Внешний вид и принципиальная схема ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50 представлены на рис. 1.

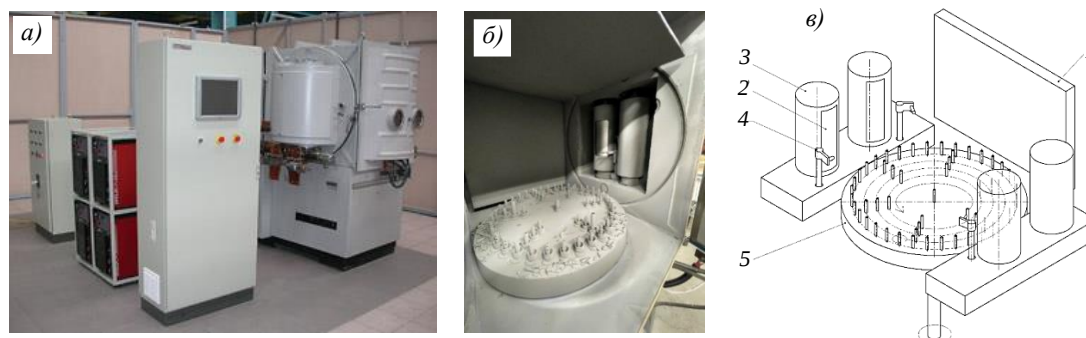


Рис. 1. Внешний вид (а), внутренний рабочий объем (б) и принципиальная схема (в) ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50: 1 – анод; 2 – катод; 3 – электростатический экран; 4 – устройство зажигания дугового разряда; 5 – планетарный механизм вращения покрываемых изделий

Принципиальным различием ионно-плазменных установок типа ВИАМ-МЭШ-50 и МАП-1В в организации рабочего процесса распыления осаждаемого материала (металлического трубного катода диаметром 180 мм и высотой 340 мм из сплавов на основе никеля, кобальта, хрома, титана, алюминия и т. д.) является измененная траектория движения катодных пятен по поверхности испаряемого дугой катода. Это позволяет не только существенно увеличить высоту зоны эффективного напыления, но и улучшить профиль выработки трубного катода, что в свою очередь напрямую влияет на ресурс работы катода и коэффициент использования материала. Ионно-плазменная установка типа ВИАМ-МЭШ-50 позволяет наносить защитные покрытия на крупногабаритные детали высотой до 550 мм, располагаемые в рабочей зоне привода вращения деталей диаметром 750 мм и высотой 650 мм. Привод вращения деталей имеет 36 позиций на оси вращения на диаметре 670 мм, по шесть позиций – на диаметрах 573, 477 и 381 мм, а также одну позицию – в центре планетарного механизма (рис. 1, в).

Важной особенностью ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50 является наличие четырех независимых вакуумно-дуговых испарителей с протяженной зоной, имеющих общий составной анод. Такая многоэлектродная схема позволяет проводить в одном технологическом цикле нанесение многослойных покрытий без вскрытия рабочей камеры ионно-плазменной установки, что не только ускоряет процесс получения многослойного покрытия (существенно снижая трудоемкость процесса за счет отсутствия замены трубного катода), но и положительно сказывается на межслойной когезии. Возможна реализация схемы нанесения защитного покрытия, при которой в одном технологическом цикле работают поочередно две пары катодов на никелевой и алюминиевой основе (для получения двухслойных конденсационно-диффузионных покрытий за один цикл) или одновременно четыре катода (для повышения производительности технологического процесса при осаждении защитных покрытий на основе одного металлического компонента – как сплава, так и чистого металла).

Общий составной анод имеет повышенную оптическую видимость катодами вакуумно-дуговых испарителей с протяженной зоной, что позволяет повышать загрузку установки без критического увеличения напряжения горения вакуумно-дугового разряда, приводящего к его погасанию (напряжение горения вакуумно-дугового разряда ограничено техническими характеристиками источника питания разряда). У ионно-плазменных установок типа МАП-1 существует особенность, заключающаяся в «перекрытии» анода обрабатываемыми деталями и погасании разряда, что существенно ограничивает возможность полного заполнения вакуумного объема рабочей камеры. Влияние эффекта перекрытия анода обрабатываемыми деталями минимизировано в ионно-плазменной установке типа ВИАМ-МЭШ-50. Возможно повышение максимально допустимого напряжения горения вакуумно-дугового разряда путем увеличения общей мощности и номинального напряжения источника питания вакуумной дуги, что приведет к существенному возрастанию общего энергопотребления и увеличению его размеров.

Важно отметить, что вакуумно-дуговые испарители ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50 являются высокоточными источниками металлической плазмы, ток вакуумно-дугового разряда в данной системе достигает 700 А на один испаритель, что в свою очередь создает собственное магнитное поле разряда, существенно влияющее на траекторию движения катодных пятен по поверхности катода. Для обеспечения максимально возможной (для трубного катода высотой 340 мм) зоны испарения вакуумно-дуговые испарители с протяженной зоной оборудованы электромагнитными фиксаторами катодных пятен, представляющими собой двухконтурные электромагнитные системы эллиптической формы. При наложении силовых магнитных линий каждого контура друг на друга на поверхности испаряемого трубного катода образуется арочная конфигурация магнитного поля, вдоль которой движутся катодные пятна. Движение катодных пятен привязано к той части арки, где нормальная составляющая электромагнитных полей к поверхности катода минимальна. Направление движения (вращения) катодных пятен по эллиптической траектории (по часовой стрелке или против нее) задается направлением тока в электромагнитных фиксаторах катодных пятен вакуумно-дугового испарителя. Собственные магнитные поля вакуумно-дугового разряда влияют на траекторию движения катодных пятен, нарушая ее форму, что приводит к частичному «подрезанию» эллиптической траектории движения катодных пятен и/или их привязки к некоторым зонам на боковой поверхности трубного катода, а также к увеличению напряжения горения вакуумно-дугового разряда. Наблюдается эффект взаимного воздействия электромагнитных полей соседних вакуумно-дуговых испарителей, что также требует дополнительной корректировки величин тока в контурах электромагнитных фиксаторов катодных пятен каждого из испарителей.

Для стабильной работы многоэлектродной системы ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50 важно обеспечить минимальное напряжение горения вакуумно-дугового разряда, что достигается настройкой оптимальной конфигурации магнитных полей электромагнитных фиксаторов катодных пятен каждого вакуумно-дугового испарителя при их одиночном и/или совместном действии. Наблюдается эффект снижения напряжения вакуумно-дугового разряда в многокатодной высокоточной системе при изменении направления вращения катодных пятен по боковой поверхности трубного катода.

Для оценки производительности процесса напыления защитных покрытий с помощью ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50 проведены тестовые запуски при различных режимах (одновременная работа одного, двух и четырех вакуумно-дуговых испарителей с протяженной зоной).

После выбора оптимальных значений тока в системе электромагнитных фиксаторов катодных пятен каждого вакуумно-дугового испарителя проведена оценка скорости нанесения покрытий, структуры и внешнего вида осаждаемого конденсата. Для этого на привод вращения обрабатываемых деталей ионно-плазменной установки типа

ВИАМ-МЭШ-50 установили имитаторы крупногабаритных деталей ГТД, образцы-свидетели (пластины из жаропрочного сплава ХН78Т размером 25×25 мм) (рис. 2) и четыре трубных катода из сплава системы NiAlCrY. Имитаторы крупногабаритных деталей ГТД представляли собой наборы из сопловых лопаток ГТД с различным взаиморазмещением в многоместных оснастках размерами (диаметр×высота) 200×260 и 250×260 мм. Наборы выполнены в двух исполнениях: 1 – по три сопловых лопатки, имитирующих сопловой блок, на двух ярусах; 2 – по два сопловых блока в три яруса с двумя вариантами направления входной и выходной кромок (вверх и вниз).

Для обеспечения оптимальной тепловой нагрузки на конструкцию вакуумной камеры ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50 запускали попарно по два вакуумно-дуговых испарителя (ток 350 А на каждый вакуумно-дуговой испаритель). Внешний вид имитаторов крупногабаритных деталей ГТД и образцов-свидетелей после нанесения покрытия представлен на рис. 3.



Рис. 2. Размещение имитаторов крупногабаритных деталей газотурбинного двигателя и образцов-свидетелей на приводе вращения обрабатываемых деталей ионно-плазменной установки типа ВИАМ-МЭШ-50

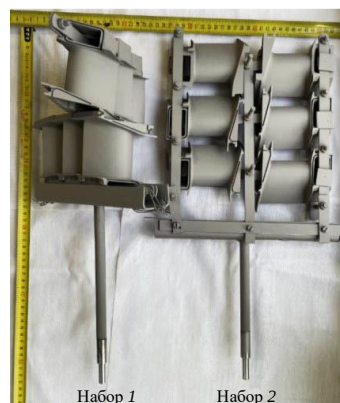


Рис. 3. Внешний вид имитаторов крупногабаритных деталей газотурбинного двигателя и образцов-свидетелей после нанесения покрытия

Полученное покрытие системы NiAlCrY имеет типичный для ионно-плазменных покрытий на основе никеля матовый цвет без следов пробоев, сколов, отслоений и/или вспучивания. Толщина покрытия на образцах-свидетелях при гравиметрическом расчете составила 75 мкм. Скорость нанесения покрытий на основе системы NiAlCrY при токе разряда вакуумно-дугового разряда 350 А составила 5 мкм/ч на один вакуумно-дуговой испаритель с протяженной зоной, до 20 мкм/ч – при одновременной работе всех вакуумно-дуговых испарителей. Скорости осаждения покрытия на ионно-плазменной установке типа ВИАМ-МЭШ-50 и серийной установке типа МАП-1 идентичны.

После проведения технологического процесса нанесения покрытия детали и образцы-свидетели термически обработали по серийной технологии в вакууме.

Результаты и обсуждение

Для оценки структуры и распределения толщины осажденного ионно-плазменного покрытия проведены раскрой имитаторов (наборов сопловых лопаток 1 и 2 в многоместной оснастке) и образцов-свидетелей и их металлографическое исследование с использованием инвертированного микроскопа с цифровой системой обработки изображения при увеличении ×200. Погрешность измерений линейных размеров элементов топологии в диапазоне от 1 до 1000 мкм не превысила 0,5 %. Микроструктуры покрытий

на образцах-свидетелях и сопловой лопатке представлены на рис. 4. Покрытие имеет характерную бездефектную структуру и ровную границу раздела «подложка–покрытие».

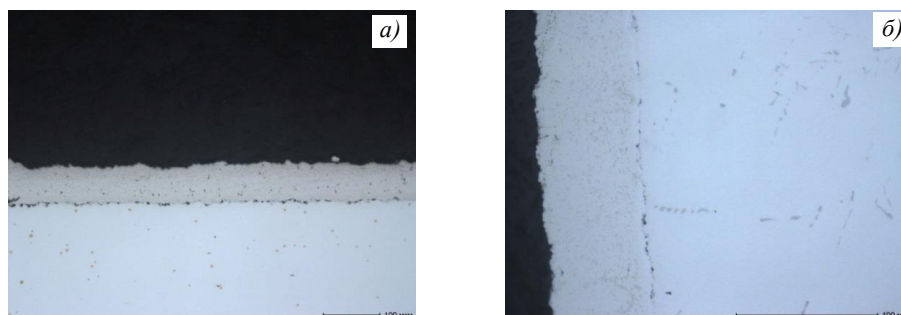


Рис. 4. Микроструктуры осажденного покрытия системы NiAlCrY на образцах-свидетелях (а) и сопловой лопатке (б)

Для сопловых лопаток из наборов 1 и 2 распределение толщины по поверхности пера составило $\sim(20\text{--}70)$ и $\sim(25\text{--}75)$ мкм соответственно. Толщина покрытия уменьшается в зонах «затенения» деталей (оптически непрозрачные зоны). Для уменьшения разброса толщины по поверхности пера сопловых лопаток следует провести доработку технологической оснастки: возможны изменение угла расположения детали относительно потока испаряемого материала и/или создание искусственного затенения в зонах с повышенной скоростью осаждения защитного покрытия.

Заключения

Опытно-промышленная ионно-плазменная установка типа ВИАМ-МЭШ-50 является модификацией серийной установки типа МАП-1, разработана для масштабирования технологии нанесения защитных покрытий на крупногабаритные детали ГТД.

Для реализации процесса нанесения защитных ионно-плазменных покрытий на крупногабаритные детали ГТД изменена траектория движения катодных пятен вакуумно-дугового разряда по поверхности трубного катода с целью увеличения зоны эффективного напыления.

Применение многоэлектродной системы в ионно-плазменной установке типа ВИАМ-МЭШ-50 позволило обрабатывать детали существенно большего размера, чем в серийной установке типа МАП-1, но повлекло за собой ряд важных особенностей в организации процесса горения вакуумно-дугового разряда, в том числе необходимость в подборе оптимального тока электромагнитных фиксаторов вакуумно-дуговых испарителей.

Эксперимент по нанесению защитного ионно-плазменного покрытия системы NiAlCrY с помощью установки типа ВИАМ-МЭШ-50 на имитаторы крупногабаритных деталей ГТД и образцы-свидетели из жаропрочного сплава ХН78Т подтвердил принципиальную возможность обработки крупногабаритных деталей без потери качества и скорости осаждения покрытий.

Для уменьшения разброса толщины защитного ионно-плазменного покрытия по поверхности обрабатываемой крупногабаритной детали возможна доработка технологической оснастки.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Наука как отрасль экономики // Наука и жизнь. 2009. № 10. С. 6–10.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

3. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н. Ионное травление и модифицирование поверхности ответственных деталей машин в вакуумно-дуговой плазме // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. № SP2. С. 149–163.
4. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Материалы науч.-техн. конф. «Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники»: в 2 ч. М.: ВИАМ, 2015. Ч. 2. Ст. 3.
5. Александров Д.А., Горлов Д.С. Исследования эрозионной стойкости и остаточных напряжений в слоистых ионно-плазменных покрытиях // Труды ВИАМ. 2022. № 12 (118). С. 87–95. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-87-95.
6. Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Воронов В.А. Нанесение керамических слоев теплозащитных покрытий на основе систем $Gd_2O_3-ZrO_2-HfO_2$ и $Sm_2O_3-Y_2O_3-HfO_2$ // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). С. 108–119. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
7. Батраев И.С., Рыбин Д.К., Иванюк К.В., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А. Износостойкие детонационные покрытия на основе карбида вольфрама для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 92–109. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.03.2026). DOI: 18577/2713-0193-2022-0-1-92-109.
8. Александров Д.А., Артеменко Н.И. Износостойкие покрытия для защиты деталей трения современных ГТД // Труды ВИАМ. 2016. № 10 (46). С. 65–72. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-6-6.
9. Гончаров Б.Э., Сипатов А.М., Черкашнев Н.Н., Плескань А.Ю., Самохвалов Н.Ю., Ваганова М.Л., Сорокин О.Ю., Солнцев Ст.С., Евдокимов С.А. Исследование высокотемпературной термостойкости антиокислительного покрытия для керамического композиционного материала с многослойной структурой // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). С. 51–58. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-51-58.
10. Будиновский С.А., Бенклян А.С., Татарников С.В. Особенности рабочего процесса ионно-плазменной установки для нанесения защитных покрытий в сильноточном вакуумном дуговом разряде с бинарным расходуемым катодом и секционированным анодом // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 3 (80). С. 110–120. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-110-120.
11. Способ защиты лопаток газовых турбин: пат. 2404286 Рос. Федерация; заявл. 22.10.09; опубл. 20.11.10.
12. Способ нанесения защитных покрытий и устройство для его осуществления: пат. 2625698 Рос. Федерация; заявл. 29.08.16; опубл. 18.07.17.
13. Мубояджян С.А. Промышленное ионно-плазменное оборудование для нанесения защитных покрытий // Энциклопедия инженера-химика. 2012. № 5. С. 34–41.
14. Мубояджян С.А. Защитные покрытия для деталей горячего тракта ГТД // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. № 3. С. 26–30.
15. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленная установка МАП-1 для нанесения защитных покрытий различного назначения // Авиационная промышленность. 1995. № 7–8. С. 44–48.

References

1. Kablov E.N. Science as a branch of the economy. *Nauka i zhizn*, 2009, no. 10, pp. 6–10.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Muboyadzhyan S.A., Kablov E.N. Ion etching and modification of the surface of critical machine parts in vacuum-arc plasma. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Mashinostroenie*, 2011, no. SP2, pp. 149–163.

4. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Heat-protective coatings with a ceramic layer of low thermal conductivity based on zirconium oxide for high-pressure turbine blades of advanced gas turbine engines. *Proceedings of the scientific and technical conf. «Modern achievements in the field of creation of advanced non-metallic composite materials and coatings for aviation and space technology»*; in 2 parts. Moscow: VIAM, 2015, part 2, art. 3.
5. Alexandrov D.A., Gorlov D.S. The Research of erosion resistance and residual stresses in layered ion-plasma coatings. *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), pp. 87–95. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 27, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-87-95.
6. Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Voronov V.A. Deposition of ceramic layers of heat protection coatings based on the system $Gd_2O_3-ZrO_2-HfO_2$ and $Sm_2O_3-Y_2O_3-HfO_2$. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 108–119. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 27, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
7. Batraev I.S., Rybin D.K., Ivanyuk K.V., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A. Wear resistant detonation coatings based on tungsten carbide for aviation products. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 92–109. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 27, 2026). DOI: 18577/2713-0193-2022-0-1-92-109.
8. Aleksandrov D.A., Artemenko N.I. Wear-resistant coatings to protect friction parts of modern gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2016, no. 10, pp. 65–72. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 27, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-6-6.
9. Goncharov B.E., Sipatov A.M., Cherkashneva N.N., Pleskan A.Yu., Samokhvalov N.Yu., Vaganova M.L., Sorokin O.Yu., Solntsev St.S., Evdokimov S.A. Studies of thermal shock resistance of an anti-oxidation coating for a multi-layered ceramic composite. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), pp. 51–58. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 27, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-51-58.
10. Budinovskiy S.A., Benklyan A.S., Tatarnikov S.V. Working process features of an ion-plasma installation for applying protective coatings in a high-current vacuum arc discharge with a binary consumable cathode and a partitioned anode. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 110–120. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-110-120.
11. *Method of protecting gas turbine blades*: pat. 2404286 Rus. Federation; appl. 22.10.09; publ. 20.11.10.
12. *Method of applying protective coatings and a device for its implementation*: pat. 2625698 Rus. Federation; appl. 29.08.16; publ. 18.07.17.
13. Muboyadzhyan S.A. Industrial ion-plasma equipment for applying protective coatings. *Entsiklopediya inzhenera-khimika*, 2012, no. 5, pp. 34–41.
14. Muboyadzhyan S.A. Protective coatings for parts of the hot path of gas turbine engines. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2011, no. 3, pp. 26–30.
15. Muboyadzhyan S.A., Budinovskiy S.A. Industrial installation MAP-1 for applying protective coatings for various purposes. *Aviationnaya promyshlennost*, 1995, no. 7–8, pp. 44–48.

Информация об авторах

Будиновский Сергей Александрович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бенклян Артем Сергеевич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Татарников Сергей Владимирович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergey A. Budinovskiy, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Artem S. Benklyan, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey V. Tatarnikov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 24.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 29.04.2026.

The article was submitted 24.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 29.04.2026.

Обзорная статья

УДК 621.762.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-146-158

ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

И.М. Иванов¹

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

Аннотация. Приведены методы изготовления металлопорошковых композиций, в том числе используемых в аддитивном производстве и при нанесении защитных покрытий. Показано, что в авиастроении и других отраслях с высокими требованиями, предъявляемыми к свойствам порошков, наиболее оптимальными являются технологии газовой, газотермической, центробежной или плазменной атомизации. При этом окончательный выбор наиболее подходящей технологии должен быть сделан исходя из компромисса между требуемым качеством частиц и производительностью процесса.

Ключевые слова: аддитивные технологии, порошковая металлургия, металлопорошковые композиции, атомизация, металлические порошки, газовая атомизация, плазменная атомизация

Для цитирования: Иванов И.М. Технологии изготовления металлопорошковых композиций // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 146–158. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-146-158.

Review article

MANUFACTURING TECHNOLOGIES OF METAL POWDER COMPOSITES

I.M. Ivanov¹

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

Abstract. Methods for producing metal powder composites are presented, including those used in additive manufacturing and protective coatings. It is shown that in aircraft manufacturing and other industries with high demands on powder properties, gas, thermal, centrifugal, or plasma atomization technologies are the most suitable. At the same time, the final choice of the most suitable technology should be based on a compromise between the required particle quality and the productivity of the process.

Keywords: additive technologies, powder metallurgy, metal powder composites, atomization, metal powders, gas atomization, plasma atomization

For citation: Ivanov I.M. Manufacturing technologies of metal powder composites. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 146–158. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-146-158.

Введение

Одним из наиболее интенсивно развивающихся направлений авиационной науки и техники в последнее время является порошковая металлургия, непрерывное развитие которой, в свою очередь, привело к созданию современного способа изготовления

деталей – аддитивного производства [1]. Применение технологий порошковой металлургии и аддитивного производства позволяет получать сложнопрофильные изделия с уникальными функциональными характеристиками [2–7]. Внедрение аддитивных технологий в авиа- и двигателестроение также способствует не только существенному уменьшению массы и стоимости изготовления, но и повышению топливной экономичности и надежности двигателей [8].

Помимо этого, для развития современного авиастроения предъявляются все более высокие требования к износостойкости и надежности деталей, работающих в условиях трения и повышенных нагрузок. В авиастроительной отрасли одним из наиболее распространенных видов износа (в частности, в деталях двигателей) является фреттинг-износ – процесс разрушения поверхности, происходящий на границе двух контактирующих компонентов при малоамплитудных колебательных движениях [9]. В качестве способа защиты от фреттинга широкое распространение получило нанесение порошковых защитных покрытий.

С учетом вышеперечисленного особую важность представляет сырье для аддитивного производства – металлопорошковые композиции (МПК), характеристики которых в значительной степени определяют качество конечного продукта (детали или покрытия) [10]. К характеристикам, которые необходимо контролировать при производстве МПК, обычно относят форму и размер частиц (гранулометрический состав), а также химический состав и технологические свойства (насыпную плотность и текучесть) [11]. Эти свойства в первую очередь зависят от выбранной технологии синтеза.

Существует множество технологий изготовления МПК, которые традиционно подразделяют на физические, механические и химические. Физические методы основаны на фазовых переходах исходного материала – например, на плавлении, испарении и конденсации. Механические методы представляют собой процессы, при которых исходный материал механически разрушается (дроблением или истиранием) без значительного изменения химического состава. Химические методы предполагают использование химических реакций (восстановления, осаждения или разложения), в ходе которых состав и структура исходного сырья существенно изменяются, что позволяет получать порошки с уникальными свойствами [12].

Цель данной работы – анализ научно-технической информации о современных методах получения МПК, в том числе используемых при нанесении защитных покрытий.

Методы получения металлопорошковых композиций

Самыми распространенными методами производства МПК являются многочисленные методы атомизации (распыления) – процесса, при котором осуществляется диспергирование расплавов металлов в струе газа, жидкости или плазмы.

1. Технологии атомизации

Атомизация – одна из наиболее эффективных и экономичных технологий изготовления МПК. На ее долю приходится около 60–70 % изготовления всех промышленных порошков. При этом порошки, полученные распылением расплавов, практически всегда имеют сферическую форму частиц.

Общий принцип методов атомизации заключается в фрагментации жидкого металла на мелкие капли с их последующим охлаждением и затвердеванием. Энергия, необходимая для процесса фрагментации расплава, может поступать из различных источников: высокоскоростные газовые струи, водяные струи, центробежные силы и плазменные струи. Соответственно, методы атомизации делятся по типу этих источников [12].

1.1. Газовая атомизация

Газовая атомизация – один из самых распространенных методов получения металлических порошков высокой чистоты и контролируемой морфологии. Принцип метода основан на фрагментации струи расплава металла потоком высокоскоростного инертного газа (обычно аргона или азота).

Процесс начинается с нагрева металла до состояния расплава в тигле или индукционной печи. Расплав подается через сопло в камеру распыления, где встречается с направленным потоком инертного газа под высоким давлением. Аэродинамические силы газа разрушают струю расплава на мелкие капли, которые при охлаждении затвердевают, формируя порошок. Интенсивность дробления и размер получаемых частиц контролируются давлением и расходом газа, скоростью подачи расплава, температурой металла и конструкцией сопла. Схема процесса газовой атомизации представлена на рис. 1.

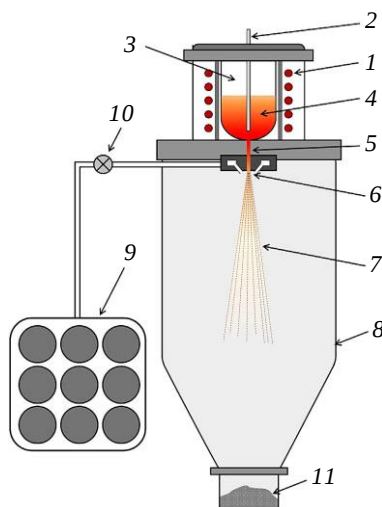


Рис. 1. Схематическое изображение системы газовой распыления: 1 – высокочастотная индукционная печь (в инертной атмосфере); 2 – стопор; 3 – тигель; 4 – расплав металла; 5 – сопло для расплавленного металла; 6 – сопло для газового распыления высокого давления; 7 – струя инертного газа; 8 – камера атомизации; 9 – баллон для подачи инертного газа; 10 – клапан регулирования давления инертного газа; 11 – порошок [13]

В результате процесса образуются порошки с частицами преимущественно сферической формы, с узким гранулометрическим распределением и высокой текучестью. С помощью газовой атомизации получают МПК преимущественно из сплавов на основе никеля и железа [10].

Основные преимущества метода – низкая стоимость получаемой продукции и высокая производительность процесса. К недостаткам относятся сложность получения мелкодисперсных порошков, а также порошков на основе тугоплавких металлов.

1.2. Газотермическая атомизация

Газотермическая атомизация по своей сути похожа на газовую атомизацию с той лишь разницей, что диспергирование металлического расплава происходит с помощью горячего газа, образующегося в результате сгорания топливно-кислородной смеси. В качестве топлива применяют ацетилен, пропан, водород и другие горючие газы. При этом газ выполняет не только механическую, но и термическую функцию – поддерживает металл в расплавленном состоянии.

Разрушение струи расплава происходит под действием аэродинамических сил газового потока, а также вследствие снижения вязкости металла при высоких температурах. Первичное дробление струи потоком сгорающей топливно-кислородной смеси приводит к образованию крупных капель, которые затем подвергаются вторичному дроблению и охлаждению в среде инертных газов. При этом скорость охлаждения значительно больше, чем при газовой атомизации, что позволяет получать более мелко-дисперсные порошки [12].

В целом газотермическая атомизация обеспечивает лучший контроль за размером и морфологией порошка. Обычно получаемые порошки имеют сферическую форму частиц, меньшую пористость и высокую текучесть. Преимуществами газотермического распыления также являются высокая энергонасыщенность процесса и возможность получения МПК трудноплавких материалов. К недостаткам метода относятся сложность и высокая стоимость оборудования, а также повышенные энергозатраты на разогрев газа. Кроме того, по сравнению с газовой атомизацией этот метод менее производительен и требует более тщательного контроля технологического процесса [14].

1.3. Распыление методом свободного падения

Метод свободного падения представляет собой один из наиболее простых способов получения металлических порошков. Сущность метода заключается в том, что расплавленный металл пропускают через отверстие в тигле или печи и он падает вертикально под действием силы тяжести на дно камеры или в среду, где происходит его дробление и затвердевание. Схема процесса представлена на рис. 2.

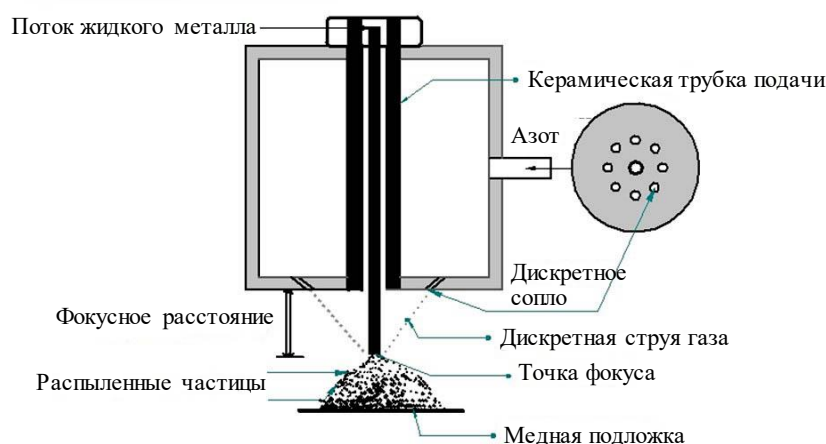


Рис. 2. Схематическое изображение распылителя свободного падения [15]

При падении расплава на поверхность охлаждения или в поток инертного газа капли распадаются на отдельные фрагменты, которые при контакте с холодной поверхностью затвердевают в виде порошка. Размер частиц в основном определяется диаметром сопла, высотой падения, вязкостью металла и скоростью охлаждения. Частицы, получаемые данным методом, имеют преимущественно неправильную, каплеобразную форму и широкий диапазон размеров [12].

Метод свободного падения отличается простотой аппаратуры и технологической реализации, однако его основные недостатки — низкая производительность, высокая дисперсия размеров частиц и ограниченная возможность контроля морфологии.

1.4. Водяная атомизация

Водяная атомизация — метод получения металлических порошков, основанный на дроблении струи расплава высокоскоростным потоком воды. В отличие от газовой

атомизации, где для разрушения струи применяются инертные газы, в данном случае используется жидкая среда, что существенно влияет на морфологию и структуру получаемого порошка.

Процесс начинается с расплавления металла в тигле или плавильной печи. Расплав подается через сопло в камеру распыления, где он подвергается воздействию струи воды под высоким давлением. Вода фрагментирует жидкую струю расплава на капли, которые затем охлаждаются и затвердевают, формируя порошок. Схематическое изображение процесса водяной атомизации приведено на рис. 3.



Рис. 3. Схематическое изображение процесса водяной атомизации [16]

Главная особенность водяной атомизации – высокая скорость охлаждения частиц. Это обусловлено высокой теплоемкостью и теплопроводностью воды, благодаря чему она быстро забирает тепло из расплава. В связи с высокой скоростью охлаждения порошки, получаемые водяной атомизацией, как правило, имеют неправильную, угловатую форму с широким гранулометрическим распределением. Они характеризуются высокой активностью поверхности и большей пористостью по сравнению с порошками, получаемыми газовой атомизацией [12].

К основным преимуществам метода относятся высокая производительность, относительная простота оборудования и экономичность. К недостаткам – более низкая чистота порошка (возможное попадание оксидов и загрязнений из воды), а также ограниченный контроль за формой и размером частиц. Таким образом, данный метод хорошо подходит для производства больших объемов МПК с невысокими требованиями к морфологии и чистоте.

1.5. Центробежное распыление

Центробежное распыление основано на диспергировании расплава под действием центробежных сил, возникающих при высокоскоростном вращении рабочего элемента (диска или тигля), на который подается расплав. Диспергирование расплава происходит без непосредственного воздействия потока рабочего газа или жидкости, что позволяет снизить уровень загрязнений и газонасыщения порошка.

Процесс центробежного распыления состоит в следующем: расплав металла подается на вращающийся диск, затем под действием центробежных сил расплав разлетается в виде тонкой пленки или струек, которые распадаются на капли и отбрасываются в рабочую камеру. В процессе полета капли охлаждаются и кристаллизуются в инертной газовой среде или вакууме, формируя частицы порошка. Схема процесса центробежного распыления представлена на рис. 4.

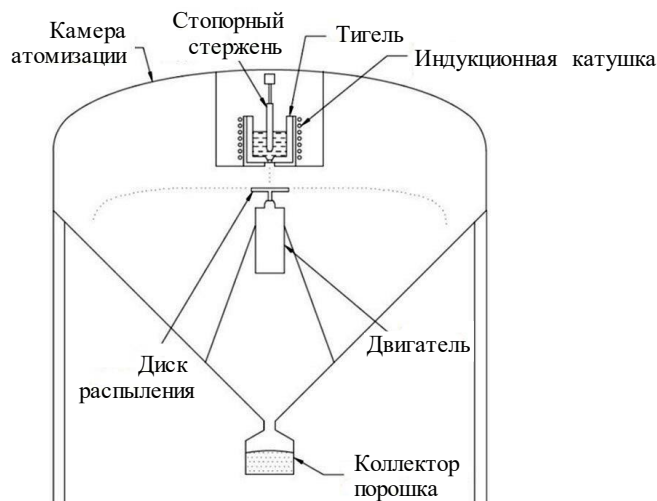


Рис. 4. Схематическое изображение процесса центробежного распыления [17]

Порошки, получаемые методом центробежного распыления, обладают преимущественно сферической формой частиц, плотной внутренней структурой и относительно узким гранулометрическим распределением. Отсутствие интенсивного контакта расплава с рабочей средой способствует снижению содержания кислорода и неметаллических включений. Высокие скорости охлаждения приводят к формированию мелкокристаллической или субмикроструктурной структуры частиц.

Преимуществами данного метода являются высокая чистота порошков, преобладающая сферичность частиц и возможность получения порошков из реакционноспособных и высокочистых сплавов, включая титановые и никелевые. К недостаткам метода относят сравнительно невысокую производительность, сложность оборудования и ограниченные возможности получения ультрадисперсных фракций [12, 17].

1.6. Плазменная атомизация

Плазменная атомизация относится к высокотехнологичным методам получения металлических порошков и основана на расплавлении исходного металлического материала в потоке высокотемпературной плазмы с последующим диспергированием расплава.

Процесс начинается с подачи металлической заготовки (как правило, в виде проволоки или прутка) в зону плазменной дуги, где происходит ее интенсивный нагрев и плавление. Под действием плазменного потока расплавленный металл распыляется на мелкие капли, которые в процессе полета охлаждаются и кристаллизуются в среде инертного газа. Высокая температура плазмы (до 10 000 K) обеспечивает возможность изготовления порошков из тугоплавких и реакционноспособных металлов и сплавов (в том числе никелевых и титановых). На рис. 5 изображена схема процесса плазменной атомизации.

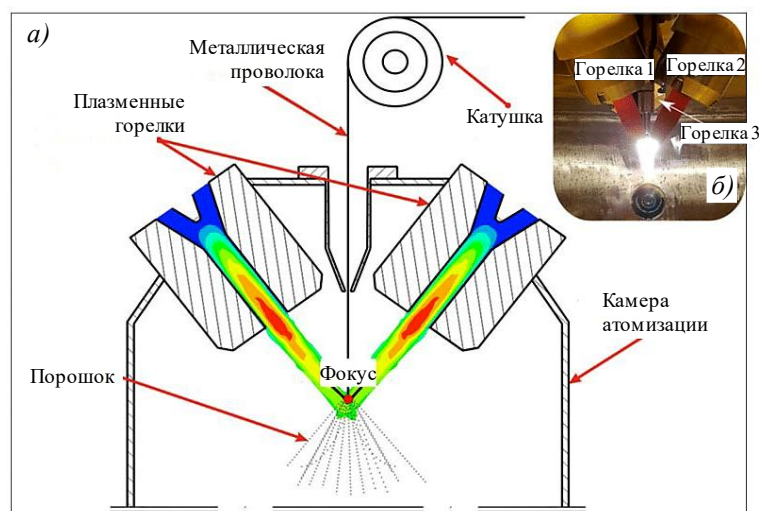


Рис. 5. Схематическое изображение процесса плазменной атомизации (а) и фотография трех аргоновых плазменных горелок (б) [18]

Порошки, получаемые методом плазменной атомизации, характеризуются высокой степенью сферичности, плотной внутренней структурой, минимальной пористостью и узким гранулометрическим распределением. Эти свойства делают порошки, полученные данным методом, особенно востребованными в аддитивных технологиях, в частности в процессах селективного лазерного и электронно-лучевого плавления [10, 14].

Недостатками этого метода являются высокая энергоемкость процесса, сложность оборудования, высокая стоимость получаемых порошков и относительно низкая производительность.

Следует также упомянуть технологию *плазменной сфероидизации*, которая представляет собой высокотемпературный процесс обработки металлопорошков. При этом исходный порошок оплавляется в потоке инертной плазмы, а затем быстро остывает, формируя сферические частицы с гладкой поверхностью. Таким образом, плазменная сфероидизация не является самостоятельным методом получения МПК, но позволяет улучшить свойства исходных порошков, полученных другими методами, превращая пористые или неправильной формы частицы в однородные сферические, пригодные для технологических процессов с высокими требованиями [10].

2. Механический размол

Механический размол – один из наиболее простых механических методов получения металлических порошков, основанный на разрушении твердого исходного материала под действием ударных, сдвиговых и истирающих нагрузок. В отличие от атомизации, когда формирование порошка происходит из расплава, в данном случае материал перерабатывается в твердой фазе, что позволяет получать порошки практически любых металлов и сплавов, включая тугоплавкие и интерметаллиды.

Процесс начинается с подачи заготовки или предварительно спрессованного куска металла в мельницу – шаровую, планетарную, вибрационную или атриторную. Частицы материала подвергаются интенсивным ударам, истиранию и пластической деформации, в результате чего происходит их разрушение до размеров порошка. При необходимости на этом этапе могут вводиться упрочняющие или дисперсные добавки, что позволяет получать композитные порошки с однородным распределением фаз.

В результате механического размола формируются порошки с неправильной, часто пластинчатой или угловатой формой частиц и широким гранулометрическим

распределением. Частицы характеризуются высокой плотностью дефектов кристаллической решетки, что повышает их реакционную способность и активность при последующих операциях спекания. Поскольку материал не подвергается плавлению, сохраняются исходные фазовые структуры и химический состав, что важно для тугоплавких и реакционноспособных сплавов [12].

К преимуществам механического размола относятся универсальность метода, возможность переработки широкого спектра материалов, а также относительно невысокая стоимость оборудования и простота технологии. К недостаткам – неправильная форма частиц, высокая вероятность загрязнения порошков материалом мельничных тел, образование микротрещин и необходимость дополнительного просеивания для получения частиц заданной фракции.

3. Восстановление из оксидов

Метод восстановления соединений (в частности, оксидов) является, вероятно, старейшим методом получения металлических порошков. При твердофазном восстановлении отобранная руда измельчается, смешивается с восстановителем (наиболее часто используют углерод или водород) и пропускается через проходную печь. Происходит реакция, восстанавливающая углерод и кислород из порошка, в результате чего образуется осадок в виде пористого губчатого металла, который затем измельчается, отделяется от всех неметаллических материалов и просеивается для получения порошка. Получаемые частицы, как правило, имеют неправильную форму и развитую поверхность (губчатая форма), что благоприятно сказывается на возможности их спекания [12].

К преимуществам данного подхода относятся относительная экономичность и возможность получения порошков с низким содержанием примесей. Другим несомненным преимуществом этого процесса является возможность его применения на бедных необходимым металлом рудах [19]. Недостатками можно считать ограниченный контроль за морфологией частиц и необходимость дополнительной механической обработки.

4. Электроосаждение

Металлические порошки также могут быть получены электроосаждением из водных растворов и расплавов солей. Метод основан на процессах электролиза, при которых ионы металла, содержащиеся в растворе электролита, восстанавливаются на катоде с образованием твердого осадка, который затем снимается, промывается и высушивается. Порошки, полученные методом электроосаждения, отличаются высокой химической чистотой. Форма частиц может варьироваться в зависимости от состава электролита, плотности тока и температуры процесса. Так, при низкой плотности тока формируются плотные и гладкие покрытия, в то время как при высоких значениях наблюдается образование разветвленных дендритных структур.

Этот процесс обладает такими преимуществами, как высокая чистота полученных порошков и относительная простота оборудования, а недостатками можно считать сравнительно низкую производительность, сложность управления процессом и высокую чувствительность к параметрам электролита [12].

5. Карбонильный метод

Карбонильный метод основан на способности некоторых металлов образовывать летучие карбонильные соединения при взаимодействии с оксидом углерода. Наибольшее промышленное значение данный метод получил при производстве порошков никеля, железа и кобальта.

Сущность карбонильного процесса заключается в образовании летучего карбонила металла при относительно низких температурах и последующем его термическом разложении с выделением металлического порошка. Типичным примером является процесс получения никелевого порошка, в котором металлический никель реагирует

с оксидом углерода с образованием тетракарбонила никеля $\text{Ni}(\text{CO})_4$ при температурах порядка 50–80 °С и повышенном давлении. Образовавшийся карбонил переносится в зону разложения, где при более высоких температурах (180–250 °С) происходит его диссоциация с выделением порошка никеля и регенерацией оксида углерода.

В результате термического разложения карбониллов формируются порошки с высокой химической чистотой и узким гранулометрическим распределением. Частицы, как правило, имеют сферическую форму и плотную внутреннюю структуру. Размер частиц может эффективно регулироваться изменением температуры разложения, давления и продолжительности пребывания карбонильного газа в зоне реакции [12].

К основным преимуществам карбонильных процессов относятся высокая чистота получаемых порошков, возможность точного управления морфологией и размером частиц, а также высокая реакционная способность получаемых порошков. Вместе с тем существенными недостатками метода являются сложность и высокая стоимость оборудования, высокая токсичность карбонильных соединений и повышенные требования к безопасности производства.

Результаты и обсуждение

Анализ научно-технической информации показал, что существует множество методов изготовления МПК, каждый из которых позволяет получать частицы со специфическими свойствами. Далее приведена сводная таблица рассмотренных методов изготовления металлических порошков с указанием их основных особенностей.

Основные особенности методов изготовления металлических порошков [10, 12–20]

Метод получения	Диапазон размеров частиц, мкм	Морфология частиц	Химическая чистота	Производительность	Насыпная плотность, г/см ³	Текучесть, с (воронка Холла)	Основные области применения
Газовая атомизация	10–200	Сферическая форма частиц с гладкой поверхностью	Высокая ($\geq 99,5\%$)	Средняя	3–4,5	15–25	Аддитивное производство, газотермическое напыление сплавов на основе Ni, Fe, Co
Газотермическая атомизация	5–150	Сферическая форма частиц с низкой пористостью	Очень высокая ($\geq 99,9\%$)	Низкая/средняя	3–4,2	12–25	Сплавы на основе Ti, Ni, Mo и тугоплавких металлов
Распыление методом свободного падения	>300	Каплеобразная форма частиц	Низкая ($\geq 95\text{--}98\%$ из-за окисления и примесей)	Низкая	1,5–3	40–80	Лабораторные исследования
Водяная атомизация	20–300	Неправильная (угловатая) форма частиц с высокой пористостью	Низкая/средняя ($\geq 96\text{--}99\%$)	Высокая	2–3	30–50	Порошковая металлургия массового производства
Центробежное распыление	50–250	Сферическая форма частиц	Очень высокая ($\geq 99,9\%$)	Низкая	3–4	10–20	Сплавы на основе Ni и Ti в авиакосмической промышленности (турбины и другие ответственные детали)

Окончание таблицы

Метод получения	Диапазон размеров частиц, мкм	Морфология частиц	Химическая чистота	Производительность	Насыпная плотность, г/см ³	Текучесть, с (воронка Холла)	Основные области применения
Плазменная атомизация	5–100	Сферическая форма частиц с гладкой поверхностью и низкой пористостью	Очень высокая ($\geq 99,99\%$)	Низкая	3–4,5	10–20	Сплавы на основе тугоплавких и активных металлов (Ti, Nb, Ta, Zr), высокочистые порошки для аддитивного производства
Механический размол	50–500	Неправильная (угловатая или пластинчатая) форма частиц с большим количеством дефектов	Низкая/средняя ($\geq 95–99\%$)	Средняя	2–4	50–120	Подготовка шихты, спекание, смешивание компонентов и механическое легирование
Восстановление из оксидов	1–50	Губчатая форма частиц	Высокая ($\geq 99\%$)	Средняя	1,5–2,5	50–100	Магнитные материалы: порошки на основе Fe, W, Mo, а также редкоземельных металлов с развитой поверхностью
Электроосаждение	5–100	Дендритная или зернистая форма частиц	Очень высокая ($\geq 99,99\%$)	Низкая	2–3,5	40–70	Электротехника, электроника, катализ, порошки на основе Cu, Ni, Ag
Карбонильный метод	<10	Сферическая форма частиц, частицы очень однородны по размеру и структуре	Очень высокая ($\geq 99,99\%$)	Низкая	2–3	15–25	Электротехника, электроника, катализ, порошки на основе Fe, Ni, Co высокой чистоты

Видно, что выбор технологии изготовления МПК определяется компромиссом между требуемым качеством частиц и производительностью процесса. Так, современные методы атомизации (газовая, плазменная и газотермическая, а также центробежное распыление) позволяют получать сферические, химически чистые порошки с высокими технологическими свойствами, благодаря чему применение данных методов является оптимальным в аддитивном производстве ответственных деталей (например, в авиа- и двигателестроении), несмотря на сравнительно низкую производительность этих процессов. В то же время такие методы как водяная атомизация или механический размол обеспечивают высокую производительность, но формируют частицы с неправильной формой, более низкой текучестью и чистотой, что делает их применение целесообразным

в массовом производстве порошков для прессования и спекания. Карбонильный метод и электроосаждение выделяются способностью получать мелкие высокочистые порошки для специальных и магнитных материалов.

Заключения

Таким образом, выбор наиболее подходящей технологии изготовления МПК зависит от требований к морфологии, химической чистоте, текучести частиц и масштабам производства. Показано, что в авиастроении и других отраслях с высокими требованиями, предъявляемыми к свойствам порошков, наиболее оптимальными являются технологии газовой, газотермической, центробежной или плазменной атомизации.

Список источников

1. Князев А.Е., Неруш С.В., Алишин М.И., Куко И.С. Исследования технологических свойств металлопорошковых композиций титановых сплавов ВТ6 и ВТ20, полученных методом индукционной плавки и газовой атомизации // Труды ВИАМ. 2017. № 11 (59). С. 46–55 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-6-6.
2. Алишин М.И., Князев А.Е. Производство металлопорошковых композиций высокой чистоты титановых сплавов методом индукционной газовой атомизации для аддитивных технологий // Труды ВИАМ. 2017. № 11 (59). С. 37–45 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-5-5.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. Next-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts in FGUP VIAM: I. Synthesis materials and technologies // Russian Metallurgy (Metally). 2022. Vol. 2022. No. 6. P. 611–618. DOI: 10.1134/S003602952206009X.
4. Неруш С.В., Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А., Тарасов С.А. Разработка технологии пайки деталей, полученных аддитивными технологиями, из металлопорошковой композиции на основе кобальта // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). С. 18–29. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-18-29.
5. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). С. 19–34. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.02.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
6. Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Воронов В.А. Нанесение керамических слоев теплозащитных покрытий на основе систем $Gd_2O_3-ZrO_2-HfO_2$ и $Sm_2O_3-Y_2O_3-HfO_2$ // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). С. 108–119. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
7. Батраев И.С., Рыбин Д.К., Иванюк К.В. и др. Износостойкие детонационные покрытия на основе карбида вольфрама для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 92–109. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-92-109.
8. Магепрамова Л.А., Ножницкий Ю.А., Васильев Б.Е., Кинзбургский В.С. Применение аддитивных технологий для изготовления деталей перспективных газотурбинных двигателей // Технология легких сплавов. 2015. № 4. С. 7–13.
9. Liu C.S., Liu D.X., Zhang X.H. et al. Fretting fatigue characteristics of Ti-6Al-4V alloy with a gradient nanostructured surface layer induced by ultrasonic surface rolling process // International Journal of Fatigue. 2019. No. 125. P. 249–260. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.042.
10. Басков Ф.А., Логачева А.И., Логачев И.А., Тимофеев А.Н. О проблемах применения металлопорошковых композиций в технологии селективного лазерного сплавления // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2025. № 19 (4). С. 91–99. URL: <https://powder.misis.ru/jour/article/view/1020> (дата обращения: 23.02.2026). DOI: 10.17073/1997-308X-2025-4-91-99.

11. ГОСТ Р 59035–2020. Аддитивные технологии. Металлопорошковые композиции. Общие требования. М.: Стандартинформ, 2020. 12 с.
12. Panchal H., Bhaliya D., Patel M. Powder Manufacturing Techniques: A Review // *International Journal of Research and Review*. 2023. Vol. 10. No. 10. P. 152–160. DOI: 10.52403/ijrr.20231020.
13. Tamura R., Osada T., Minagawa K. et al. Machine learning-driven optimization in powder manufacturing of Ni–Co based alloy // *Materials and Design*. 2020. Vol. 198. P. 1–12. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109290.
14. Kassym K., Perveen A. Atomization processes of metal powders for 3D printing // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26. Part 2. P. 1727–1733. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.364.
15. Goudar D., Srivastava V.C., Rudrakshi G. Effect of atomization parameters on size and morphology of Al-17Si alloy powder produced by free fall atomizer // *Engineering Journal*. 2017. Vol. 21. P. 155–168. DOI: 10.4186/ej.2017.21.1.155.
16. Lavernia E.J., Ma K., Schoenung J.M. et al. *Metallic powders for additive manufacturing: science and applications*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2024. 608 p.
17. Cegarra S.A., Pijuan J., Riera M.D. Cooling rate modeling and evaluation during centrifugal atomization process // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023. Vol. 7. No. 3: Art. 112. DOI: 10.3390/jmmp7030112.
18. Yurtkuran E., Ünal R. Numerical and experimental investigation on the effects of a nozzle attachment to plasma torches for plasma atomization // *Plasma Chemistry and Plasma Processing*. 2020. Vol. 40. DOI: 10.1007/s11090-020-10095-x.
19. Thummler F., Oberacker R. *Introduction to Powder Metallurgy*. Leeds, GB: Maney Publishing, 1993. 346 p.
20. German R. *Powder metallurgy and particulate materials processings: the processes, materials, products, properties and applications*. Princeton, USA: Metal powder industries federation, 2005. 528 p.

References

1. Knyazev A.E., Nerush S.V., Alishin M.I., Kuko I.S. Researches of the technological properties of metal-powder compositions of Ti-4-6 and VT20 titanium alloys obtained by induction melting and gas atomization. *Trudy VIAM*, 2017, no. 11 (59), pp. 46–55. URL: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 23, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-6-6.
2. Alishin M.I., Knyazev A.E. Production of metal-powder high-purity titanium alloy compositions by induction gas atomization for application in additive manufacturing. *Trudy VIAM*, 2017, no. 11 (59), pp. 37–45. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 23, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-5-5.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. Next-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts in FGUP VIAM: I. Synthesis materials and technologies. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2022, vol. 2022, no. 6, pp. 611–618. DOI: 10.1134/S003602952206009X.
4. Nerush S.V., Sviridov A.V., Afansiev-Khodykin A.N., Galushka I.A., Tarasov S.A. Development of brazing technology for parts obtained by additive technologies from cobalt based metal powder composition. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 18–29. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 23, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-18-29.
5. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr in additive manufacturing (review) *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), pp. 19–34. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 23, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
6. Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Voronov V.A. Deposition of ceramic layers of heat protection coatings based on the system Gd₂O₃–ZrO₂–HfO₂ and Sm₂O₃–Y₂O₃–HfO₂. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 108–119. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.

7. Batraev I.S., Rybin D.K., Ivanyuk K.V., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A. Wear resistant detonation coatings based on tungsten carbide for aviation products. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 92–109. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-92-109.
8. Magerramova L.A., Nozhnitsky Yu.A., Vasiliev B.E., Kinzbursky V.S. Application of additive technologies for the manufacture of parts of advanced gas turbine engines. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 4, pp. 7–13.
9. Liu C.S., Liu D.X., Zhang X.H. et al. Fretting fatigue characteristics of Ti-6Al-4V alloy with a gradient nanostructured surface layer induced by ultrasonic surface rolling process. *International Journal of Fatigue*, 2019, no. 125, pp. 249–260. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.042.
10. Baskov F.A., Logacheva A.I., Logachev I.A., Timofeev A.N. On the problems of using metal-powder compositions in selective laser melting technology. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nyye pokrytiya*, 2025, no. 19 (4), pp. 91–99. Available at: <https://powder.misis.ru/jour/article/view/1020> (date of access: February 23, 2026). DOI: 10.17073/1997-308X-2025-4-91-99.
11. State Standard R 59035–2020. *Additive manufacturing. Metal powder composites. General requirements*. Moscow: Standartinform, 2020, 12 p.
12. Panchal H., Bhaliya D., Patel M. Powder Manufacturing Techniques: A Review. *International Journal of Research and Review*, 2023, vol. 10, no. 10, pp. 152–160. DOI: 10.52403/ijrr.20231020.
13. Tamura R., Osada T., Minagawa K. et al. Machine learning-driven optimization in powder manufacturing of Ni–Co based alloy. *Materials and Design*, 2020, vol. 198, pp. 1–12. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109290.
14. Kassym K., Perveen A. Atomization processes of metal powders for 3D printing. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, part 2, pp. 1727–1733. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.02.364.
15. Goudar D., Srivastava V.C., Rudrakshi G. Effect of atomization parameters on size and morphology of Al-17Si alloy powder produced by free fall atomizer. *Engineering Journal*, 2017, vol. 21, pp. 155–168. DOI: 10.4186/ej.2017.21.1.155.
16. Lavernia E.J., Ma K., Schoenung J.M. et al. *Metallic powders for additive manufacturing: science and applications*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2024, 608 p.
17. Cegarra S.A., Pijuan J., Riera M.D. Cooling rate modeling and evaluation during centrifugal atomization process. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7, no. 3, art. 112. DOI: 10.3390/jmmp7030112.
18. Yurtkuran E., Ünal R. Numerical and experimental investigation on the effects of a nozzle attachment to plasma torches for plasma atomization. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, 2020, vol. 40. DOI: 10.1007/s11090-020-10095-x.
19. Thummler F., Oberacker R. *Introduction to Powder Metallurgy*. Leeds, GB: Maney Publishing, 1993, 346 p.
20. German R. *Powder metallurgy and particulate materials processings: the processes, materials, products, properties and applications*. Princeton, USA: Metal powder industries federation, 2005, 528 p.

Информация об авторах

Иванов Иван Максимович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ivan M. Ivanov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.05.2026.
The article was submitted 17.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.05.2026.

Научная статья

УДК 620.193.4

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-159-168

ВЛИЯНИЕ МЕЖОПЕРАЦИОННОГО ХРАНЕНИЯ ОБРАЗЦОВ НА РЕЗУЛЬТАТЫ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

С.Е. Морозова¹, И.А. Волков¹, М.А. Кольцова¹

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

Аннотация. Исследовано влияние продолжительности и условий хранения образцов из алюминиевых сплавов 1163-T1 и 1441-RT1 в период между ускоренными коррозионными испытаниями на склонность к межкристаллитной коррозии и изготовлением микрошлифов на изменение характера и глубины коррозионных поражений. Установлено, что средняя глубина коррозионных поражений существенно возрастает в зависимости от продолжительности и условий хранения. По результатам исследований сделаны выводы и даны практические рекомендации по проведению ускоренных испытаний на склонность к межкристаллитной коррозии.

Ключевые слова: межкристаллитная коррозия, ускоренные коррозионные испытания, алюминиевые сплавы, пробоподготовка, условия хранения образцов, металлографический анализ

Для цитирования: Морозова С.Е., Волков И.А., Кольцова М.А. Влияние межоперационного хранения образцов на результаты металлографической оценки межкристаллитной коррозии // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 159–168. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-159-168.

Scientific article

INFLUENCE OF INTER-OPERATIONAL STORAGE ON METALLOGRAPHIC EVALUATION OF INTERGRANULAR CORROSION

S.E. Morozova¹, I.A. Volkov¹, M.A. Koltsova¹

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

Abstract. This study investigates the effect of storage time and conditions on the changes in the morphology and depth of corrosion damage of 1163-T1 and 1441-RT1 aluminum alloy specimens during the interval between accelerated intergranular corrosion testing and metallographic section preparation. It has been determined that the mean corrosion depth increases significantly depending on storage time and conditions. Based on the experimental findings, conclusions are drawn and practical recommendations for conducting accelerated intergranular corrosion tests are provided.

Keywords: intergranular corrosion, accelerated corrosion testing, aluminum alloys, sample preparation, specimen storage condition, metallographic analysis

For citation: Morozova S.E., Volkov I.A., Koltsova M.A. Influence of inter-operational storage on metallographic evaluation of intergranular corrosion. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 159–168. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-159-168.

Введение

Алюминиевые сплавы занимают основное место среди конструкционных материалов, применяемых в авиационной технике [1]. На протяжении длительного времени в отечественном авиастроении в качестве обшивки планера широко используются деформируемые алюминиевые сплавы марок 1163 и 1441 [2].

Сплав 1163 относится к классу высокоресурсных дюралюминов системы Al–Cu–Mg повышенной чистоты. Благодаря снижению содержанию примесей железа и кремния он обладает высокими характеристиками усталостной долговечности и трещиностойкости, что определяет его широкое применение в обшивке фюзеляжа и других силовых элементах планера современных отечественных воздушных судов. Наличие меди в качестве основного легирующего элемента неизбежно повышает склонность данного сплава к межкристаллитной коррозии (МКК) [3, 4]. Указанный вид локального коррозионного поражения является одним из наиболее опасных, поскольку развивается преимущественно вдоль границ зерен, не сопровождается явными внешними признаками и способен приводить к существенному снижению механических свойств и преждевременному разрушению деталей в условиях эксплуатации [5, 6].

Сплав 1441 представляет собой среднепрочный высокомодульный алюминий-литиевый сплав второго поколения системы Al–Cu–Mg–Li. Введение лития обеспечивает снижение плотности до 2,6 г/см³ и повышение модуля упругости по сравнению с традиционными дюралюминами, что в сочетании с высокими ресурсными характеристиками (сопротивлением усталости и трещиностойкостью) определяет его применение в качестве альтернативы сплаву 1163 для обшивки фюзеляжа, стрингерного набора и элементов внутреннего набора планера [7, 8]. Листы из сплава 1441 серийно применяются в гидросамолетах Бе-103 и Бе-200, а его использование обеспечило снижение массы конструкции планера на 10 % [9]. Вместе с тем присутствие меди в составе сплава также обуславливает его склонность к МКК, что требует строгого контроля данной характеристики на всех этапах производства и сертификации полуфабрикатов.

Определение склонности к МКК в обязательном порядке входит в перечень характеристик, устанавливаемых при паспортизации материала, а предельные значения данного показателя регламентируются нормативными документами на алюминиевые полуфабрикаты (ТУ, ГОСТ). Стойкость к МКК является одной из ключевых характеристик, учитываемых при разработке режимов термической обработки наряду с требованиями к механическим и технологическим свойствам, а также при отработке изготовления новой номенклатуры полуфабрикатов с использованием перспективных металлургических единиц оборудования [10–12].

На территории РФ основным нормативным документом, регламентирующим порядок проведения ускоренных испытаний алюминиевых сплавов на склонность к МКК, является ГОСТ 9.021–74. Вместе с тем стандарт не содержит требований к условиям и срокам хранения образцов в период между завершением коррозионных испытаний и изготовлением микрошлифов, что может оказывать влияние на результаты металлографической оценки характера поражений.

Цель данной работы – исследование влияния продолжительности и условий межоперационного хранения образцов после ускоренных испытаний на склонность к МКК на характер коррозионных поражений, оцениваемых по результатам металлографического анализа, на примере сплавов 1163-T1 и 1441-PT1.

Материалы и методы

Для проведения исследований использованы образцы (с геометрическими размерами 20×10×3 мм) из алюминиевых сплавов 1441-PT1 (система Al–Cu–Mg–Li) и 1163-T1 (система Al–Cu–Mg). Образцы обработаны в соответствии с ГОСТ 9.021–74 (п. 2.4), лакирующий слой полностью удален с обеих сторон путем травления в 10%-ном растворе NaOH с последующей выдержкой в 30%-ном растворе HNO₃.

Испытания на склонность к МКК проводили в соответствии с ГОСТ 9.021–74 в растворе № 2 (состав раствора: 58 г/дм³ NaCl + 10 см³/дм³ 33%-ного H₂O₂) при температуре 30±0,5 °С, продолжительность испытаний составила 6 ч. Для приготовления раствора № 2 использовали очищенную воду с электропроводностью ≤5 мкСм/см, а химические реактивы – со степенью чистоты не менее «Ч». Емкости с раствором помещали в термошкаф с принудительной конвекцией и рабочим диапазоном температур от 25 до 250 °С. После испытаний образцы промывали в проточной холодной воде в течение 15 мин, после чего высушивали в термошкафу при температуре 105 °С в течение 30 мин.

Для изготовления микрошлифов взяты части образцов, предварительно вырезанные на ручном отрезном станке. В качестве охлаждения использована синтетическая охлаждающая жидкость (СОЖ), коррозионно-нейтральная к алюминиевым сплавам, при скорости отрезного диска 2000 об/мин.

Микрошлифы испытанных образцов изготавливали путем горячей запрессовки (по режиму: нагрев при 160 °С и давлении 25 МПа в течение 10 мин, охлаждение в течение 5 мин) в термопластичную акриловую смолу с высокой оптической прозрачностью. После запрессовки проводили шлифовку с последовательным уменьшением зернистости шлифовальной поверхности (рабочая жидкость – вода) с 65 до 9 мкм, с финальной полировкой на дисках из фетра с использованием полировальных жидкостей с размером частиц 3 и 1 мкм.

Металлографические исследования готовых микрошлифов испытанных образцов проводили на инвертированном микроскопе с увеличением до ×200.

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

Результаты и обсуждение

Межкристаллитная коррозия – один из наиболее опасных видов коррозионных поражений, который может приводить к потере прочности, пластичности и усталостной долговечности деталей, что создает предпосылки для их внезапного разрушения в условиях эксплуатационных нагрузок. Основная проблема заключается в трудности обнаружения начала процесса разрушения материала, проходящего в глубине между границ зерен, не затрагивая их. При этом внешние признаки коррозионных поражений на поверхности могут не проявляться или быть минимальными [13–15].

В РФ основным нормативным документом, регламентирующим ускоренные испытания на МКК алюминиевых сплавов, является ГОСТ 9.021–74. Но в данном документе отсутствует информация по межоперационному интервалу между испытаниями и изготовлением микрошлифов. В ГОСТ 6032–2017 «Методы испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии» при выявлении МКК металлографическим методом также отсутствует данная информация. Зарубежный стандарт ASTM G110-92 устанавливает процедуры подготовки образцов и условия проведения испытаний, но в нем также отсутствуют требования к срокам и условиям хранения образцов после испытаний до металлографической подготовки. Аналогично стандарт ISO 11846:1995

не регламентирует требования по условиям и срокам хранения образцов после испытаний. Отсутствие данной информации в изученных нормативных документах может приводить к расхождениям в результатах испытаний и разногласиям исследователей в оценке стойкости материалов к МКК.

Для проведения исследований по возможному влиянию условий и сроков хранения испытанных образцов перед изготовлением микрошлифов выбраны алюминиевые сплавы 1163-T1 и 1441-PT1, подготовку и испытания которых проводили согласно ГОСТ 9.021-74. Выбраны следующие условия и сроки хранения:

– выдержка в эксикаторе над силикагелем при постоянной температуре $22,4 \pm 0,5$ °C в течение 1; 3 и 12 ч;

– выдержка в условиях умеренного климата промышленной атмосферы при постоянной температуре $22,1 \pm 0,5$ °C и влажности $27,2 \pm 2,0$ % в течение 1; 3 и 12 ч;

– в цеховых условиях производства при воздействии остаточной агрессивной атмосферы, при постоянной температуре $22,6 \pm 0,5$ °C и влажности $24,7 \pm 2,0$ % в течение 1; 3 и 12 ч.

В качестве нулевой точки сравнения процесс изготовления микрошлифов проводили сразу после операции сушки образцов. Для каждого условия испытаний взято по 3 образца на точку каждого сплава. Исследование микрошлифов проводили при увеличении $\times 200$. Анализу подвергали весь периметр микрошлифа каждого образца с фиксацией характера и глубины коррозионных поражений и последующим определением среднего и максимального значений. Результаты исследований микрошлифов по глубине коррозионных поражений приведены в таблице.

**Средние и максимальные значения глубины
межкристаллитных коррозионных поражений алюминиевых сплавов
при различных условиях хранения**

Сплав	Условия хранения	Продолжительность хранения, ч	Средняя глубина коррозии, мкм	Максимальная глубина коррозии, мкм
1163-T1	Без хранения	0	43,6	122,4
		1	55,4	107,1
	В эксикаторе	3	58,7	112,5
		12	65,2	178,5
	Умеренный климат промышленной атмосферы	1	54,9	120,0
		3	65,2	107,1
		12	65,7	137,7
	В цехе при воздействии остаточной агрессивной атмосферы	1	63,7	159,0
		3	67,5	132,6
		12	68,6	122,4
1441-PT1	Без хранения	0	41,5	91,8
		1	51,7	102,0
	В эксикаторе	3	64,6	107,1
		12	64,8	105,4
	Умеренный климат промышленной атмосферы	1	58,3	153,0
		3	76,8	153,0
		12	76,3	132,6
	В цехе при воздействии остаточной агрессивной атмосферы	1	68,7	162,3
		3	80,3	112,2
		12	80,6	204,1

По результатам исследований выявлена закономерность увеличения средних значений глубины коррозионных поражений в зависимости от условий и продолжительности хранения:

- для сплава 1163-Т1: 27, 34 и 49 % относительно нулевой точки при хранении в эксикаторе; 25, 49 и 50 % при хранении в условиях умеренного климата промышленной атмосферы; 46, 54 и 57 % при хранении в цеховых условиях производства при воздействии остаточной агрессивной атмосферы;

- для сплава 1441-РТ1: 24, 55 и 56 % относительно нулевой точки при хранении в эксикаторе; 40, 85 и 83 % при хранении в условиях умеренного климата промышленной атмосферы; 65, 93 и 94 % при хранении в цеховых условиях производства при воздействии остаточной агрессивной атмосферы.

Данные результаты указывают на продолжающиеся процессы коррозионного разрушения в глубине металла после операций по промывке и сушке. В интервале от 1 до 3 ч процессы наиболее активны, к 12 ч коррозионное разрушение практически прекращается.

При хранении образцов в эксикаторе в условиях минимальной влажности средняя глубина коррозионных поражений наиболее низкая – от 27 до 49 % для сплава 1163-Т1 и от 24 до 56 % для сплава 1441-РТ1 относительно нулевого значения. Промежуточные значения глубины достигаются при хранении в условиях умеренного климата промышленной атмосферы: от 25 до 50 % для сплава 1163-Т1 и от 40 до 83 % для сплава 1441-РТ1. Наибольшие значения глубины обнаружены при хранении в цеховых условиях производства при воздействии остаточной агрессивной атмосферы: от 46 до 57 % для сплава 1163-Т1 и от 65 до 94 % для сплава 1441-РТ1.

Для алюминиевого сплава 1163-Т1 характерен плавный рост средней глубины коррозионных поражений: от 25 до 57 % от нулевых значений в зависимости от условий и продолжительности хранения, для сплава 1441-РТ1 – от 24 до 94 %.

Следует отметить, что наибольшие значения средней глубины коррозионных поражений при хранении в цеховых условиях не объясняются одной лишь влажностью атмосферы: зафиксированная в цехе относительная влажность ($24,7 \pm 2,0$ %) меньше, чем в условиях умеренного климата промышленной атмосферы ($27,2 \pm 2,0$ %). Следовательно, определяющее значение имеет не столько содержание влаги в воздухе, сколько загрязненность атмосферы агрессивными компонентами – парами кислот, аэрозолями СОЖ и технологической пылью, присутствующими в производственных помещениях. Данные вещества, адсорбируясь на поверхности образцов и в полостях коррозионных трещин, по-видимому, усиливают агрессивность остаточной среды и интенсифицируют процесс вторичного коррозионного растрыва.

Максимальная обнаруженная глубина коррозионных поражений не демонстрирует устойчивой корреляции со средними значениями, условиями хранения и продолжительностью выдержки.

Типичные изображения отдельных межкристаллитных коррозионных поражений для сплава 1163-Т1 приведены на рис. 1, для сплава 1441-РТ1 – на рис. 2.

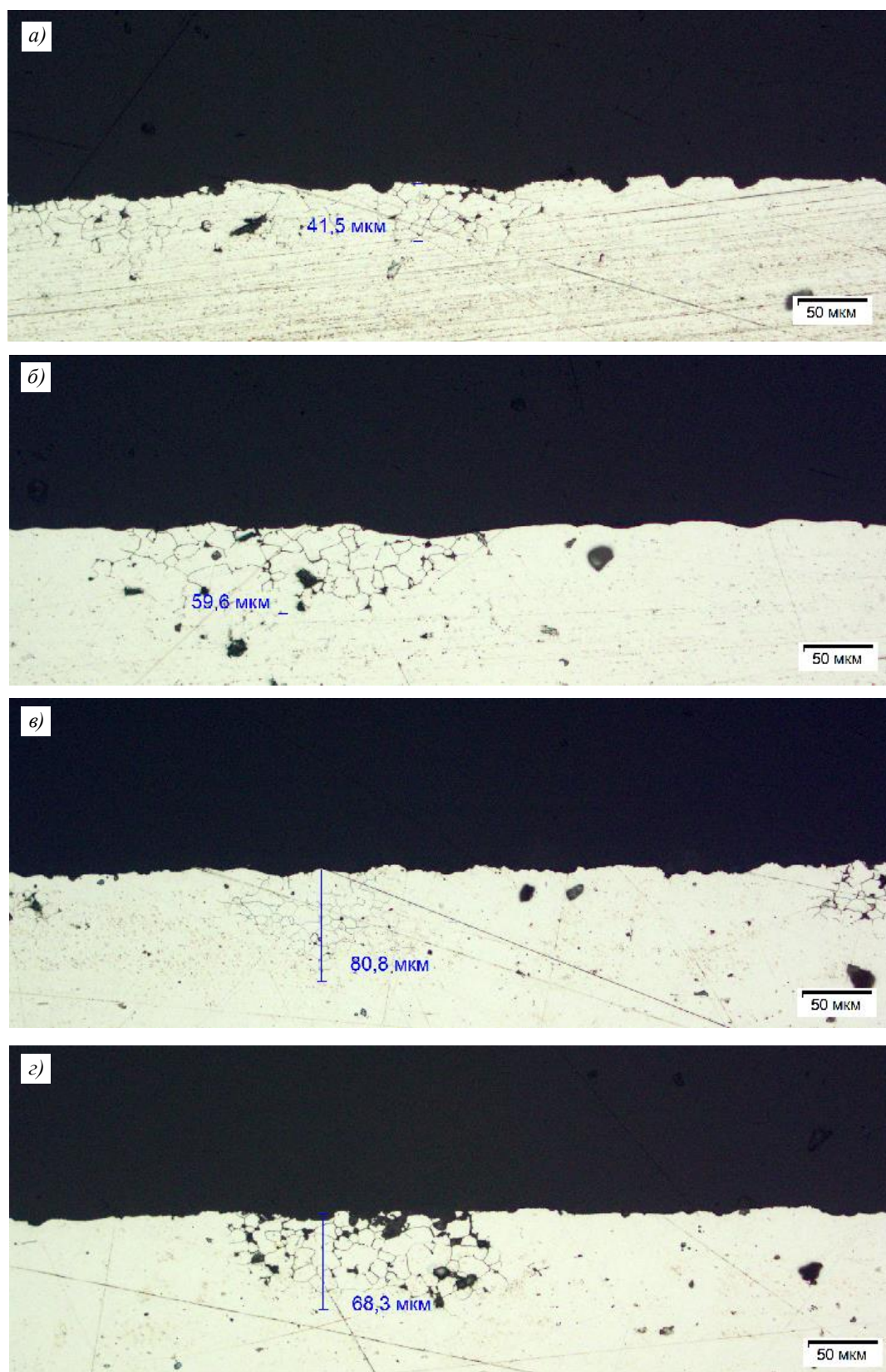


Рис. 1. Типичные изображения отдельных межкристаллитных коррозионных поражений на образцах из алюминиевого сплава 1163-T1 в нулевой точке (а) и после 3 ч хранения в эксикаторе (б), в условиях умеренного климата промышленной атмосферы (в) и в цеховых условиях производства при воздействии остаточной агрессивной атмосферы (г)

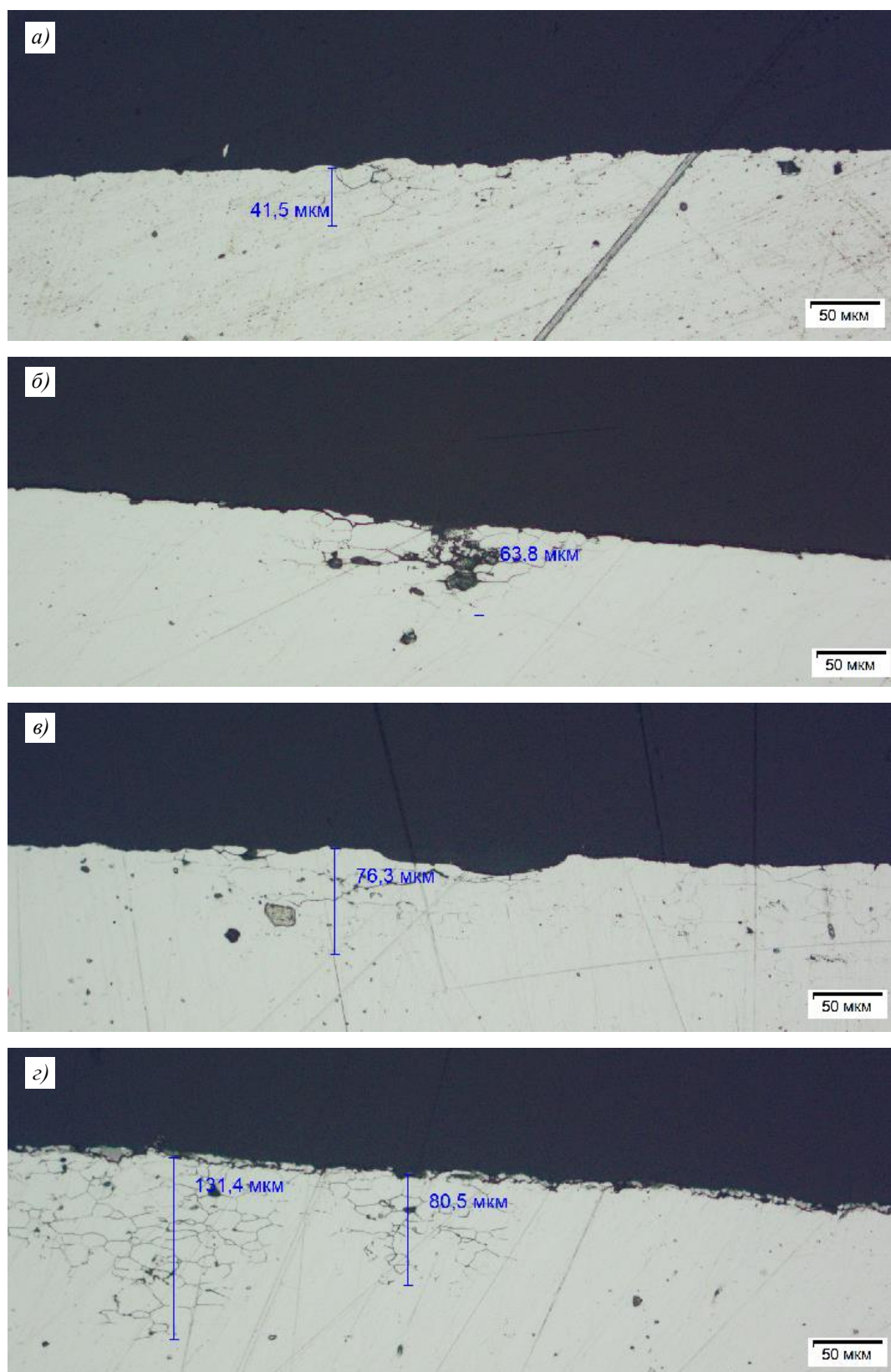


Рис. 2. Типичные изображения отдельных межкристаллитных коррозионных поражений на образцах из алюминиевого сплава 1441-PT1 в нулевой точке (а) и после 3 ч хранения в эксикаторе (б), в условиях умеренного климата промышленной атмосферы (в) и в цеховых условиях производства при воздействии остаточной агрессивной атмосферы (г)

Заключения

Установлена закономерность в изменении результатов испытаний в зависимости от условий и продолжительности хранения. При хранении образцов после операции сушки до 3 ч включительно средняя глубина межкристаллитных коррозионных поражений увеличивается вплоть до 54 % относительно нулевой точки для сплава 1163-T1 и до 93 % – для сплава 1441-PT1. В интервале от 3 до 12 ч рост глубины замедляется до 57 % относительно нулевой точки для сплава 1163-T1 и до 94 % – для сплава 1441-PT1.

Увеличение средней глубины коррозионных поражений, по-видимому, связано с тем, что МКК – это не поверхностный процесс. Трещины от МКК представляют собой узкие капиллярные каналы, уходящие вглубь материала, в которых происходит капиллярное удержание остатков испытательного раствора. Поэтому промывка проточной водой даже под давлением может не полностью очищать коррозионные поражения. Последующая сушка удаляет свободную влагу с поверхности начальных слоев коррозионных поражений, при этом возможна концентрация оставшихся нелетучих компонентов в виде хлоридов, что может локально повышать коррозионную агрессивность и приводить к нежелательному растраву.

Наблюдаемый характер кинетики вторичного коррозионного растрыва – активный рост в интервале от 0 до 3 ч с последующим выходом на насыщение – согласуется с гипотезой об ограниченном объеме испытательного раствора, захваченного в капиллярных каналах МКК-трещин. По мере расходования этого объема раствора агрессивные компоненты исчерпываются, и скорость коррозионного процесса снижается до незначительных значений. Примечательно, что при хранении в эксикаторе над силикагелем насыщение также достигается за 3 ч, но общий прирост глубины оказывается наименьшим. Это подтверждает тот факт, что скорость вторичного коррозионного процесса определяется прежде всего количеством остаточного реагента в трещинах, а не поступлением влаги извне, тогда как внешняя влажность и загрязненность атмосферы лишь дополнительно интенсифицируют процесс.

Сравнение двух исследованных сплавов показывает существенное различие в характере их чувствительности к условиям межоперационного хранения. Для сплава 1163-T1 характерен более умеренный прирост средней глубины – от 25 до 57 % относительно нулевой точки в зависимости от условий, тогда как для сплава 1441-PT1 прирост составляет от 24 до 94 %. Более высокая чувствительность сплава 1441-PT1 может быть обусловлена особенностями его микроструктуры: равномерно распределенные мелкодисперсные поражения формируют значительно большую суммарную площадь капиллярных каналов, удерживающих остатки испытательного раствора, что ведет к интенсивному и относительно равномерному вторичному растрыву. У сплава 1163-T1, напротив, характерно наличие единичных аномально глубоких поражений при меньшем общем приросте средней глубины, что указывает на локализованный характер вторичной коррозии в зонах наиболее протяженных трещин.

Результаты по максимальной выявленной глубине коррозии не демонстрируют устойчивой корреляции относительно испытанного сплава, условий и продолжительности хранения образцов. Вероятно, оценка МКК только по параметру максимальной глубины является недостаточной для качественной оценки материалов и деталей на склонность к МКК.

Оценка МКК по максимальной и средней глубине может давать противоположные результаты в зависимости от условий и продолжительности хранения, особенно для разных сплавов. Значит, при несовпадении условий испытаний и межоперационных параметров, результаты испытаний, проведенные в различных лабораториях и разными испытателями, могут быть потенциально несопоставимы.

Для исключения расхождений в трактовке результатов при проведении ускоренных испытаний на МКК необходимы единые строгие требования по проведению

испытаний, параметрам операций подготовки и хранения, а также оценка металлографическим методом не только максимальной, но и средней глубины коррозии. Наиболее предпочтительны следующие условия: изготовление микрошлифов должно происходить не позднее чем через 1 ч после операции сушки, они должны храниться в эксикаторе над силикагелем.

Данные выводы рекомендуются для рассмотрения при актуализации нормативной документации по проведению ускоренных испытаний на МКК алюминиевых сплавов.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Чесноков Д.В., Кутырев А.Е. Исследование применения комбинированного анодного растворения алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si–Cu с целью прогнозирования потери механических свойств при атмосферной коррозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
2. Трапезников А.В., Леонов А.А., Власова К.А., Чумакова Е.С. Влияние покрытий на коррозионные свойства алюминиевых сплавов марок АК7ч и ВАЛ10 на образцах с дефектами, устраненными методом газодинамического напыления // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). С. 55–65. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-55-65.
3. Cai B., Xu Z., Liu G. et al. Understanding of the occurrence of intergranular corrosion in 2024 aluminum alloy under atmospheric environment // *Journal of Materials Research and Technology*. 2025. Vol. 35. P. 6690–6699.
4. Zhao J., Zhao T., Zhang Y. et al. Corrosion Behavior of the 2024 Aluminum Alloy in the Atmospheric Environment of the South China Sea Islands // *Coatings*. 2024. Vol. 14 (3). P. 331.
5. Chen J., Liu H., Li J. et al. Simultaneously improve hardness and intergranular corrosion resistance for 2024 Al alloy by using ultrasonic shot peening // *Materials Today Communications*. 2025. Vol. 42. P. 611.
6. Meng Y., Li S., Tian W. Intergranular corrosion of spark plasma sintered 2024 aluminum alloy at different heat treatment states // *Rare Metals*. 2022. Vol. 41. P. 3865–3877.
7. Оглодков М.С., Романенко В.А., Бенариев И., Рудченко А.С., Григорьев М.В. Исследование промышленных полуфабрикатов из перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). С. 62–77. DOI: URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
8. Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н., Селиванов А.А., Коваленко А.В., Огурцов П.С., Соловьев В.А. Автоклавное формование обшивок нижней панели крыла из плит сплава 1441 // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). С. 35–44. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-35-44.
9. Шпагин А.С., Баженов А.Р., Антипов К.В., Оглодкова Ю.С. Исследование реологических свойств деформируемого алюминий-литиевого сплава 1441 для компьютерного моделирования процессов обработки металлов давлением // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 3 (80). С. 37–46. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-37-46.
10. Mondou E., Proietti A., Charvillat C. et al. Understanding the mechanisms of intergranular corrosion in 2024 Al alloy at the polycrystal scale // *Corrosion Science*. 2023. Vol. 221. P. 338.
11. Garchani E.F., Kabiri M.R. Intergranular corrosion and mechanical property evolution in AA2024 alloy through heat treatment // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023. Vol. 128. P. 3273–3282.
12. Xiang L., Tao J., Xia X. et al. Impact of Marine Atmospheric Corrosion on the Microstructure and Tensile Properties of 7075 High-Strength Aluminum Alloy // *Materials*. 2023. Vol. 16 (6). P. 2396.
13. Xiao X., Zhou Z., Liu C., Cao L. Microstructure and Its Effect on the Intergranular Corrosion Properties of 2024-T3 Aluminum Alloy // *Crystals*. 2022. Vol. 12 (3). P. 395.
14. Adapala P., Avey T., Yuan Y. et al. Understanding the effect of microstructure and composition on localized corrosion susceptibility of 6xxx aluminum alloys // *Materials Degradation (Nature)*. 2024. Vol. 8. Is. 52. P. 52.
15. Cornejo M., Hentschel T., Koschel D. et al. Intergranular corrosion testing of 6000 aluminum alloys // *Materials and Corrosion*. 2017. Vol. 69. Is. 5. P. 626–633.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V., Chesnokov D.V., Kuttyrev A.E. Application of Al–Mg–Si–Cu system aluminum alloy combined anodic dissolution for prognosis of tensile strength loss during natural exposure testing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
2. Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Vlasova K.A., Chumakova E.S. Influence of coatings on the corrosion properties of AK7ch and VAL10 aluminum alloys on specimens with defects eliminated by cold spraying. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 55–65. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 09, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-55-65.
3. Cai B., Xu Z., Liu G. et al. Understanding of the occurrence of intergranular corrosion in 2024 aluminum alloy under atmospheric environment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 35, pp. 6690–6699.
4. Zhao J., Zhao T., Zhang Y. et al. Corrosion Behavior of the 2024 Aluminum Alloy in the Atmospheric Environment of the South China Sea Islands. *Coatings*, 2024, vol. 14 (3), p. 331.
5. Chen J., Liu H., Li J. et al. Simultaneously improve hardness and intergranular corrosion resistance for 2024 Al alloy by using ultrasonic shot peening. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 42, p. 611.
6. Meng Y., Li S., Tian W. Intergranular corrosion of spark plasma sintered 2024 aluminum alloy at different heat treatment states. *Rare Metals*, 2022, vol. 41, pp. 3865–3877.
7. Oglodkov M.S., Romanenko V.A., Benarieb I., Rudchenko A.S., Grigoryev M.V. Study of industrial semi-finished products from advanced aluminum-lithium alloys for aircraft products. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), pp. 62–77. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 09, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
8. Serebrennikova N.Yu., Nefedova Yu.N., Selivanov A.A., Kovalenko A.V., Ogurtsov P.S., Soloviev V.A. Autoclave molding of lower wing panel skins from 1441 alloy plates. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), pp. 35–44. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 09, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-35-44.
9. Shpagin A.S., Bazhenov A.R., Antipov K.V., Oglodkova Yu.S. Study of rheological properties of aluminium-lithium alloy 1441 for computer modeling of metal forming processes. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 37–46. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 09, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-37-46.
10. Mondou E., Proietti A., Charvillat C. et al. Understanding the mechanisms of intergranular corrosion in 2024 Al alloy at the polycrystal scale. *Corrosion Science*, 2023, vol. 221, p. 338.
11. Garchani E.F., Kabiri M.R. Intergranular corrosion and mechanical property evolution in AA2024 alloy through heat treatment. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 128, pp. 3273–3282.
12. Xiang L., Tao J., Xia X. et al. Impact of Marine Atmospheric Corrosion on the Microstructure and Tensile Properties of 7075 High-Strength Aluminum Alloy. *Materials*, 2023, vol. 16 (6), p. 2396.
13. Xiao X., Zhou Z., Liu C., Cao L. Microstructure and Its Effect on the Intergranular Corrosion Properties of 2024-T3 Aluminum Alloy. *Crystals*, 2022, vol. 12 (3), p. 395.
14. Adapala P., Avey T., Yuan Y. et al. Understanding the effect of microstructure and composition on localized corrosion susceptibility of 6xxx aluminum alloys. *Materials Degradation (Nature)*, 2024, vol. 8, is. 52, p. 52.
15. Cornejo M., Hentschel T., Koschel D. et al. Intergranular corrosion testing of 6000 aluminum alloys. *Materials and Corrosion*, 2017, vol. 69, is. 5, pp. 626–633.

Информация об авторах

Морозова Светлана Евгеньевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Волков Илья Александрович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Кольцова Марина Александровна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Svetlana E. Morozova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Ilya A. Volkov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Marina A. Koltsova, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 06.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.05.2026.
 The article was submitted 06.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 08.05.2026.

Научная статья

УДК 691.175.5/8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-169-180

АНАЛИЗ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА СОХРАНЯЕМОСТЬ И ТОЧНОСТЬ ОПРЕДЕЛЯЕМЫХ СВОЙСТВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ УГЛЕРОДНОГО МОНОВОЛОКНА

А.И. Сутубалов¹, М.Р. Котлярова¹, А.Р. Дашкин¹, Н.О. Яковлев¹

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

Аннотация. Проанализированы ключевые аспекты, влияющие на стабильность физико-механических характеристик углеродных волокон, а также показана их связь с термодинамической устойчивостью углеродного волокна, которая не является гарантией сохраняемости свойств из-за деградации аппрета под воздействием внешних факторов. Проведен обзор существующих стандартов испытаний на растяжение моноволокна (ГОСТ, ISO, ASTM). Рассмотрены системные погрешности при определении диаметра и площади поперечного сечения волокна и особенности регистрации деформации, а также проведены испытания на растяжение моноволокна.

Ключевые слова: углеродное моноволокно, углеродная элементарная нить, деградация аппрета, срок хранения, испытание на растяжение, погрешность измерений

Для цитирования: Сутубалов А.И., Котлярова М.Р., Дашкин А.Р., Яковлев Н.О. Анализ факторов, влияющих на сохраняемость и точность определяемых свойств при растяжении углеродного моноволокна // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 169–180. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-169-180.

Scientific article

ANALYSIS OF FACTORS AFFECTING THE PRESERVATION AND ACCURACY OF THE PROPERTIES DETERMINED DURING THE STRETCHING OF CARBON MONOFILAMENT

A.I. Sutubalov¹, M.R. Kotlyarova¹, A.R. Dashkin¹, N.O. Yakovlev¹

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

Abstract. This article analyzes key aspects affecting the stability of the physical and mechanical properties of carbon fibers and demonstrates the relationship between these properties and the thermodynamic stability of carbon fiber, which does not guarantee the retention of properties due to the degradation of the sizing agent under external factors. A review of existing monofilament tensile testing standards (GOST, ISO, ASTM) is provided. Systematic errors in determining fiber diameter and cross-sectional area, in conducting monofilament tensile testing, and in recording strain are discussed.

Keywords: carbon monofilament, carbon elementary filament, degradation of the sizing agent, shelf life, tensile test, measurement error

For citation: Sutubalov A.I., Kotlyarova M.R., Dashkin A.R., Yakovlev N.O. Analysis of factors affecting the preservation and accuracy of the properties determined during the stretching of carbon monofilament. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 169–180. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-169-180.

Введение

Современные полимерные композиционные материалы (ПКМ), армированные углеродными волокнами, представляют собой один из наиболее перспективных классов материалов для применения в высокотехнологичных отраслях – авиации, космонавтике, автомобилестроении, энергетике и строительстве [1–5]. Их широкое внедрение обусловлено уникальным сочетанием высокой удельной прочности и жесткости, устойчивостью к коррозии, малой плотностью и возможностью направленного проектирования свойств [1, 6].

Однако на практике часто возникает проблема несоответствия заявленных и фактических свойств материала [7], поступающего в производство. Вопрос сохранения уровня свойств углеродного волокна в процессе хранения часто трактуется неоднозначно, а методы контроля качества не всегда обеспечивают необходимую точность [8–10]. Принципиальное значение имеет разделение понятий стабильности самого волокна и стабильности его поверхностного модификатора (аппрета) [11].

Данная статья посвящена анализу двух взаимосвязанных аспектов: факторов, влияющих на сохраняемость физико-механических свойств катушек с углеродным волокном, и источников погрешности при определении их физико-механических характеристик стандартизированными методами проведения испытаний при растяжении моноволокон.

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

Факторы, определяющие сохраняемость свойств углеродных волокон

Влияние температурно-влажностного режима

Углеродные волокна, обладающие графитоподобной структурой с высокой степенью ковалентных связей в базисных плоскостях, характеризуются термодинамической стабильностью и химической инертностью в отсутствие окислителей при условии нормальных температур [11].

Однако промышленные углеродные волокна поступают к потребителю в форме катушек с нанесенным на их поверхность тонким слоем аппрета в количестве 1,0–1,5 % по общей массе [12]. Данный полимерный слой выполняет критически важные функции: защищает нити от абразивного износа при размотке, связывает элементарные волокна в жгут и обеспечивает адгезию к полимерной матрице при изготовлении ПКМ [13–15].

В отличие от углеродного волокна, аппрет представляет собой термодинамически неравновесную полимерную систему, чувствительную к температуре, влажности и времени. При нарушении рекомендуемого температурно-влажностного режима хранения структура аппрета и его поверхностные свойства могут изменяться, что в перспективе приводит к снижению межфазной адгезии в ПКМ [13–16]. Таким образом, именно скорость и характер протекания процессов деструкции в слое аппрета являются определяющими факторами, ограничивающими период гарантированной пригодности материала [16].

Загрязнение поверхности волокна

Помимо внутренних процессов деградации, существенное влияние на состояние поверхности волокон оказывает миграция низкомолекулярных компонентов из упаковочных материалов. Исследования [9] демонстрируют, что при хранении углеродных

волокон в полиолефиновых пакетах происходит диффузия технологических добавок полиэтилена, в частности эрукамида, на поверхность элементарных нитей (жгутов). Накопление загрязнителей отслеживается по увеличению количества и интенсивности сигналов от азотсодержащих групп посредством рентгеновской фотоэлектронной и инфракрасной спектроскопии. Методом фрагментации одиночного волокна выявлено, что контаминация не приводит к статистическому изменению среднего значения сдвиговой прочности, однако наблюдается рост дисперсии длин фрагментов. Это указывает на наличие локальных неоднородностей на границе раздела фаз, обусловленных загрязнением поверхности. Таким образом, при определении срока годности катушек углеродного волокна необходимо учитывать не только температурно-влажностный режим, но и химическую совместимость волокна и упаковочных материалов.

Влияние аппрета на повреждаемость волокна и сохраняемость прочности

В зарубежных исследованиях [17], посвященных влиянию аппрета на эксплуатационные характеристики углеродных волокон, описаны следующие ключевые функции аппрета: снижение частоты обрывов и повреждений элементарных волокон при намотке и формирование более стабильного соединения волокна с полимерной матрицей за счет улучшения смачиваемости и адгезии. Это подтверждается экспериментальными данными [17] при испытании на растяжение микропластиков (углеродный жгут, полностью пропитанный полимерным связующим и отвержденный в виде монолитного образца с накладками) в соответствии с ISO 10618:2004 (рис. 1): для неаппретированных углеродных волокон изменение прочности при растяжении в процессе намотки составляет $\sim(14,4\text{--}22,4)\%$, тогда как для волокон, проклеенных составами А, В и С, диапазон изменения снижается приблизительно до $5,9\text{--}7,3$; $4,2\text{--}6,0$ и $4,3\text{--}5,8\%$ соответственно, что указывает на выраженный защитный эффект аппрета в условиях механического натяжения при намотке. Эти значения получены при трех уровнях натяжения (20; 30 и 40 Н) в процессе намотки, причем для всех уровней натяжения фиксируется одинаковая тенденция изменения прочности при переходе от неаппретированных к аппретированным волокнам. Под изменением прочности в данном случае понимают разность между пределом прочности при растяжении после намотки и исходным состоянием волокна, выраженное в процентах.

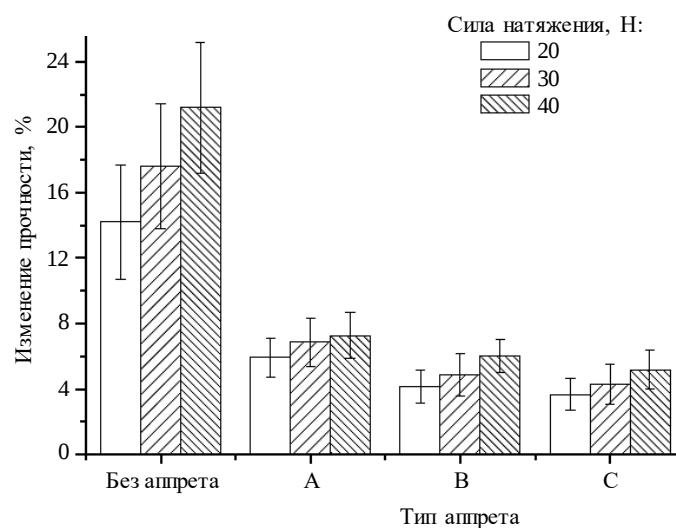


Рис. 1. Изменение прочности при испытании на растяжение углеродных волокон в зависимости от типа аппрета и силы натяжения жгута при намотке

В дополнение к этим данным в работе [18] исследуется влияние различных аппретов на прочность углеродного моноволокна и микропластика для высокопрочных волокон класса T800. Сопоставлены три партии углеродных волокон T800, изготовленные по одинаковой технологии, но обработанные различными аппретами (А, В и С). Испытания на растяжение моноволокон в соответствии с ASTM D3379 показали, что для волокон с аппретами А и С средняя прочность моноволокон по трем партиям составляет 4,84 и 4,93 ГПа соответственно, тогда как для аппрета В она снижается до ~4,50 ГПа. Аналогичная тенденция прослеживается при испытании на растяжение микропластиков в соответствии с GB/T 26749: средняя прочность при растяжении для волокон с аппретами А и С находится на уровне, равном 5,56 и 5,84 ГПа соответственно, тогда как для аппрета В она составляет ~5,42 ГПа.

Можно сделать вывод, что технологические отклонения/изменения в процессе производства исходного аппрета влияют на конечные свойства углеродного волокна и конструкции из ПКМ.

Обзор стандартизированных методов испытаний на растяжение моноволокна и анализ погрешностей

Оценка уровня физико-механических свойств невозможна без проведения корректных механических испытаний [19, 20]. С учетом того, что истирание волокон в жгуте [17] и изменение состава аппрета [18] способны приводить к снижению прочности моноволокна при растяжении, критически важным становится выбор методологии, обеспечивающей высокую точность.

Основу нормативной базы составляют ГОСТ 32667–2014 (модифицированный ISO 11566:1996) и ГОСТ Р 57603–2017 (модифицированный ASTM C1557-14). Стандарты имеют некоторые различия в параметрах испытаний: ГОСТ 32667–2014 рекомендует длину рабочей области 25 мм, тогда как ГОСТ Р 57603–2017 фиксирует 25,4 мм (1 дюйм); скорость перемещения активного захвата по ГОСТ 32667–2014 устанавливается в диапазоне 1–5 мм/мин, в то время как ГОСТ Р 57603–2017 рекомендует выбирать скорость, обеспечивающую разрыв образца в течение 30 с.

Вышеприведенные методики испытаний сопровождаются рядом систематических и случайных погрешностей, влияющих на достоверность получаемых значений предела прочности и модуля упругости. Основными источниками ошибок являются: неточное определение площади поперечного сечения волокна, несоответствие оси образца оси нагрузки, особенности крепления образца в захватах испытательной машины, а также используемые способы регистрации деформации, не всегда обеспечивающие необходимую точность. Суммарное влияние вышеперечисленных факторов обуславливает несоответствие истинных и измеренных характеристик материала, что делает необходимым детальный анализ при интерпретации результатов испытаний.

Погрешность определения геометрических параметров

Первым значимым источником ошибки является определение диаметра волокна [19, 21, 22]. Напряжение рассчитывается как отношение приложенной силы к площади поперечного сечения ($\sigma = F/S$). Поскольку площадь сечения вычисляется через диаметр ($S = \pi d^2/4$), любая ошибка в измерении диаметра возводится в квадрат в итоговом значении напряжения. Например, погрешность измерения диаметра всего 5 % приводит к ошибке в расчете напряжения ~10 %.

В стандартах на испытание при растяжении волокон используют стандарт ГОСТ 32666–2014 (модификация к ISO 11567:1995), который предусматривает четыре метода определения диаметра.

Метод А – основан на измерении линейной плотности элементарной нити (жгут, состоящий из n волокон) без аппрета и плотности материала элементарной нити; дает усредненное значение диаметра d для жгута по формуле (1) без учета разброса значений диаметров отдельных волокон:

$$d = \sqrt{\frac{4t \cdot 10^3}{\pi \rho c}}, \quad (1)$$

где t – линейная плотность комплексной нити, текс; ρ – плотность элементарной нити, г/см³; c – число волокон в элементарной нити, шт.

Метод В – основан на прямом измерении диаметра d в трех равноудаленных друг от друга точках по всей рабочей длине образца с помощью оптического микроскопа (используется не менее 1000-кратное увеличение). В качестве образцов для испытания используют элементарные волокна длиной 50 мм, закрепленные на рамке с помощью клейкой ленты или клея. Образец помещают между предметным и покровным стеклами – это обязательное условие, при котором предотвращаются хаотические вибрации волокна вследствие воздушных потоков и иных внешних воздействий. Допускается проводить измерения диаметра на образцах, которые впоследствии будут испытаны на растяжение. Однако точность данного метода существенно зависит от операторской ошибки при идентификации границы волокна на изображении. Кроме того, в стандарте не рекомендуется применять этот метод к измерению элементарных волокон диаметром <10 мкм из-за эффектов дифракции, что создает существенную методическую проблему, поскольку диаметр многих углеродных моноволокон составляет 5–8 мкм [23].

Метод С – основан на определении с помощью микроскопа диаметра и площади поперечного сечения разрезанного элементарного волокна в отвержденной залитой термореактивной полимерной матрице, поверхность которой полируют после отверждения перпендикулярно оси элементарной нити. В качестве образцов для испытания используют волокна длиной ~30 мм, которые помещают в жидкое связующее, отверждают, а затем полируют поверхность с помощью шлифовального станка в несколько этапов с использованием абразивной бумаги и порошка оксида алюминия или алмазной пасты. Измерения проводят по цифровому изображению или фотографии с использованием калиброванной шкалы масштаба. Допускается использовать оптический микроскоп с увеличением $\times(1000–1500)$ и/или сканирующий электронный микроскоп (с нанесением тонкого слоя металла). При испытании волокон диаметром >10 мкм рекомендуется использовать оптический микроскоп, при диаметре <10 мкм – электронный. Точность метода ограничивается дифракцией света (электронного луча). Данный метод предпочтителен в ситуациях, когда форма поперечного сечения волокон не является круглой (рис. 2). В таком случае площадь поперечного сечения S определяют по цифровому изображению с использованием специализированного программного обеспечения, после чего вычисляют эквивалентный диаметр по формуле

$$d = 2\sqrt{S/\pi}. \quad (2)$$

К существенным недостаткам этого метода относится тот факт, что определяемый диаметр носит номинальный характер для всей выборки, тогда как для корректного расчета напряжений требуется знание фактического диаметра каждого конкретного образца, подвергаемого испытанию на растяжение. Как показано на рис. 2, площадь

поперечного сечения образца 1 существенно меньше площади поперечного сечения образца 2, что при использовании номинального диаметра приведет к значительной погрешности в определении напряжений.

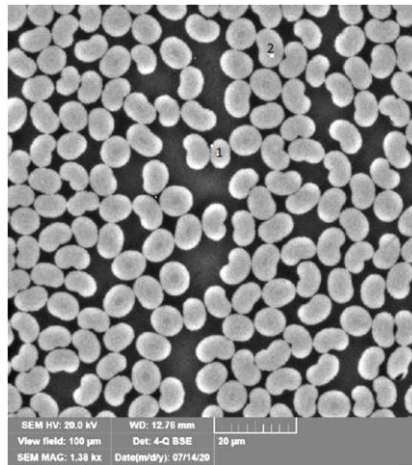


Рис. 2. Изображение, показывающее возможную форму поперечного сечения углеродного волокна [16]

Метод D – основан на определении диаметра с помощью лазерной дифрактометрии. Суть метода состоит в том, что элементарную нить располагают в лазерном луче, формируя на экране дифракционную картину. На экране измеряют расстояние между двумя ближайшими к центру темными зонами, после чего диаметр рассчитывают по известной зависимости (3), учитывающей длину волны лазера и геометрические параметры оптической схемы. Для получения среднего значения диаметра образец поворачивают вокруг оси до угла 165 градусов с шагом в 15 градусов и повторяют измерения:

$$d = \frac{\lambda D}{l}, \quad (3)$$

где λ – длина волны лазерного света, мкм; D – расстояние между образцом и экраном, мм; l – половина расстояния между двумя темными зонами, наиболее близко расположенными к центру дифракционной картины, мм.

Для элементарных волокон с другой формой поперечного сечения, например овальной или в форме почки (рис. 2), этот метод дает «кажущийся» диаметр. Ключевым достоинством метода является бесконтактность измерений непосредственно на образцах, используемых при испытании на растяжение, однако точность данного метода напрямую зависит от внешних факторов: вибраций, статичности фиксации образца, точности юстировки оптической системы.

Таким образом, рассмотренные методы либо дают усредненные значения диаметра для выборки, либо чувствительны к ошибкам оператора и конфигурации сечения. В результате возникает дополнительная погрешность при вычислении площади поперечного сечения моноволокна, что напрямую влияет на определение напряжения при его растяжении.

В данных условиях особый интерес представляет использование специализированных программных средств, позволяющих анализировать цифровые изображения поперечного сечения волокна. В настоящее время разработана и зарегистрирована Программа [24], предназначенная для автоматизированного определения геометрических параметров углеродного моноволокна по изображению. Программа позволяет получать такие параметры, как шероховатость, овальность, диаметр, площадь, периметр и ряд

других характеристик непосредственно по фактической форме контура поперечного сечения волокна.

Программа обрабатывает изображение волокна и последовательно выполняет следующие операции: предварительная обработка и бинаризация изображения, выделение единичного волокна, инверсия цвета и получение контура; расчет радиусов описанной, эквивалентной и вписанной окружностей; построение зависимости шероховатости от параметра функции сглаживания; преобразование контура из полярной в декартову систему координат с формированием зависимостей радиуса и диаметра от угловой координаты.

Принцип работы включает подготовку образца с использованием высокоточных отрезных и шлифовальных станков, шлифовально-полировальных установок и вакуумного оборудования для ионного травления. Затем с помощью растрового электронного микроскопа получают цифровое изображение поперечного сечения волокна, которое затем подвергают автоматизированной обработке. Обработка включает в себя удаление шумов, бинаризацию, выделение единичного волокна, детектирование границ и расчет геометрических параметров. Использование данного подхода позволяет корректно определять некруглую форму сечения и снижает влияние ошибок оператора.

Соосность и крепление образца в захваты испытательной машины

При установке образца в захваты испытательной машины незначительное отклонение оси моноволокна от направления прикладываемой нагрузки приводит к возникновению изгибающих моментов и преждевременному разрушению [8, 21]. Обеспечение строгой соосности оси волокна и направления прикладываемой нагрузки является сложной инженерной задачей, так как диаметр волокон равен 5–8 мкм. Кроме того, стандартные механические захваты создают локальные концентрации напряжений на волокне, что требует использования демпфирующих накладок на зажимных губках захватов, позволяющих сместить зону разрушения в рабочую часть образца.

В работе [8] приведена количественная оценка влияния нарушения соосности между осью волокна и направлением прикладываемой нагрузки. Согласно разработанной аналитической модели с подтверждением методом конечных элементов, погрешность определения модуля упругости пропорциональна $\cos^3\theta$, а предела прочности $\cos^2\theta$. Практически это означает, что угол рассогласования 10 градусов приводит к снижению модуля упругости на 4,49 %, а прочности при разрыве – на 1,52 %. Таким образом, угол рассогласования до 10 градусов не приводит к значительной (>5 %) методической погрешности.

Методы регистрации деформации

Для определения модуля упругости и предельной деформации при разрушении необходима точная регистрация фактической деформации волокна. Стандарты допускают два принципиально разных подхода к измерению деформации. *Первый подход* – косвенный, основанный на регистрации перемещения активного захвата с последующей коррекцией на податливость испытательной системы, которая определяется экспериментально путем серии испытаний образцов с различной рабочей длиной. Данный метод широко распространен из-за своей доступности, однако принципиально не способен исключить погрешности, связанные с проскальзыванием волокна в захватах, нелинейной деформацией монтажной подложки и рамки-держателя. По сути, измеряется перемещение точек, заведомо не совпадающих с рабочей зоной волокна, что вносит неконтролируемую систематическую ошибку. *Второй подход*, допускаемый только в ГОСТ Р 57603–2017 (ASTM C1557-14), предполагает прямое измерение деформации с помощью бесконтактных оптических систем, фиксирующих перемещение меток,

нанесенных непосредственно на рабочую поверхность волокна. Этот метод потенциально способен обеспечить более высокую точность, поскольку измерение производится именно в той зоне, где происходит деформирование и последующее разрушение. Однако ключевая проблема заключается в том, что стандарт ограничивается лишь общим упоминанием возможности применения бесконтактных методов, но не содержит детализированных требований и рекомендаций по их практической реализации. Отсутствует также регламентация таких критически важных аспектов, как:

- способ нанесения меток, исключающий повреждение волокна;
- выбор оптимальной базы измерения, которая, с одной стороны, должна быть достаточной для корректной работы оптической системы, а с другой – обеспечивать положение, когда нанесенные метки не создают локальных зон с повышенной жесткостью (например, за счет нанесения клеевого состава);
- способ учета или уменьшения влияния внеплоскостных колебаний волокна в процессе нагружения, вызванных вибрациями, воздушными потоками или иными внешними воздействиями.

Таким образом, бесконтактный метод, несмотря на свой потенциал, остается чувствительным к ошибкам оператора, что приводит к ограниченной сопоставимости и воспроизводимости получаемых результатов.

Дополнительная методическая погрешность связана с выбором участка кривой на диаграмме «деформация–напряжение», используемого при определении модуля упругости. В действующих стандартах ГОСТ 32667–2014 и ГОСТ Р 57603–2017 отсутствуют рекомендации по выбору участка расчета модуля упругости в случае волокон с нелинейной диаграммой деформирования (рис. 3). В частности, для углеродных волокон, у которых модуль упругости возрастает по мере увеличения деформации [25, 26], использование фиксированных диапазонов (400–800 мН/текс или 0,05–0,25 %) может приводить к систематическому занижению получаемых значений.

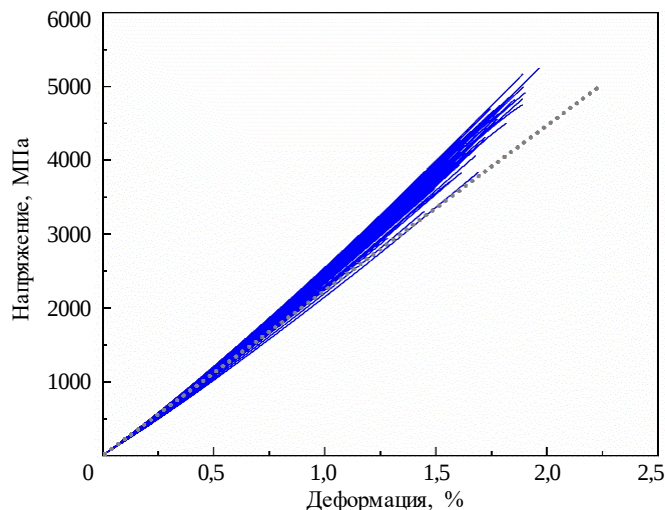


Рис. 3. Диаграммы деформирования при испытаниях на растяжение углеродных моноволокон [25]

Отмечена также обратная зависимость между диаметром волокна и его модулем упругости (рис. 4). Показано, что с уменьшением диаметра волокна модуль упругости возрастает. Авторы статьи [25] объясняют этот эффект более высокой степенью ориентации кристаллитов, достигаемой при увеличении вытяжки прекурсора из полиакрилонитрила. Данная физическая корреляция вносит дополнительный вклад в погрешность определения свойств, так как вариация диаметров в пределах партии волокон неизбежно вызывает изменение механических характеристик.

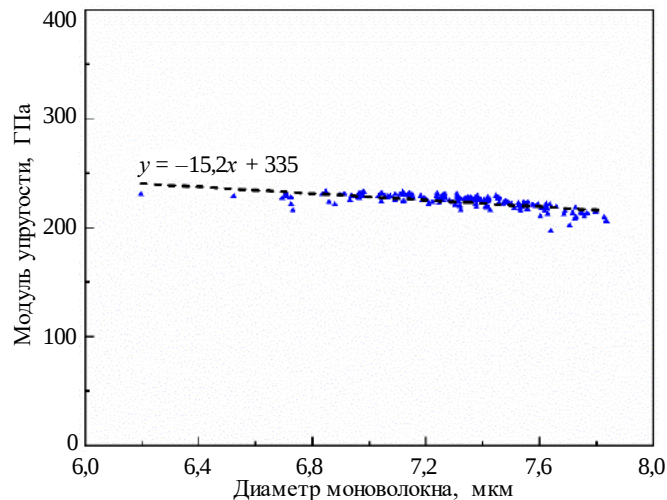


Рис. 4. Взаимосвязь модуля упругости и диаметра углеродного моноволокна [25]

Заключения

Анализ факторов, ограничивающих срок годности катушек с углеродным волокном, показывает, что во многом определяющим элементом является не само волокно, обладающее термодинамической стабильностью, а состояние аппарата. Нарушение температурно-влажностного режима, миграция низкомолекулярных компонентов из упаковочных материалов, технологические отклонения/изменения в процессе производства исходного аппарата приводят к деградации поверхностного слоя с последующим изменением межфазного взаимодействия системы «волокно–полимерная матрица».

Одновременно с этим действующие стандартизированные методики испытаний на растяжение моноволокна (ГОСТ, ISO, ASTM) содержат ряд систематических источников погрешности, связанных с определением диаметра и площади поперечного сечения, обеспечением соосности образца с вектором прикладываемой нагрузки и реализацией методов регистрации деформации. Так, нарушение соосности на 10 градусов приводит к снижению определяемых характеристик при испытании на растяжение (~4,5 % – для модуля упругости и ~1,5 % – для предела прочности).

Перспективными направлениями преодоления методических погрешностей являются:

- разработка автоматизированных алгоритмов обработки изображений, позволяющих определять контур волокна с высокой степенью повторяемости, исключая влияние человеческого фактора;
- бесконтактное измерение деформации с детализированными требованиями к оборудованию, подготовке образцов и проведению испытаний.

Список источников

1. Mallick P.K. Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design. 3rd ed. CRC Press, 2007. 632 p.
2. 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: <https://journal.viam.ru/ru> (дата обращения: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
3. Железина Г.Ф., Кулагина Г.С., Сидорина А.И., Соловьева Н.А. Усталость конструкционных органопластиков // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). С. 89–100. URL: <https://journal.viam.ru/ru> (дата обращения: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-89-100.

4. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Шокин Г.И., Куцевич К.Е., Попкова Е.А. Метод оценки и факторы, влияющие на качество склеивания обшивки с сотовым наполнителем в конструкциях пола и интерьера воздушных судов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
5. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Крылов В.Д., Лашов О.А. Применение фрактографического анализа при исследовании межслоевого разрушения ПКМ // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 3 (48). С. 65–73. DOI: 10.18577/9140-2071-2017-0-3-65-73.
6. Chand S. Review: Carbon fibers for composites // *Journal of Materials Science*. 2000. Vol. 35. P. 1303–1313. DOI: 10.1023/A:1004780301489.
7. Harikrishnan R., Mohite P.M., Upadhyay C.S. Generalized Weibull model-based statistical tensile strength of carbon fibres // *Archive of Applied Mechanics*. 2018. Vol. 88. P. 1617–1636. DOI: 10.1007/s00419-018-1391-9.
8. Chevallier A., Boutenel F., Guichet V. et al. Single fibre tensile testing: analysing the influence of fibre misalignment // *21st European Conference on Composite Materials*. Nantes, France, 2024, art. hal-04738979.
9. Li Q., Woodhead A.L., Church J.S., Naebe M. On the detection of carbon fibre storage contamination and its effect on the fibre–matrix interface // *Scientific Reports*. 2018. Vol. 8. Art. 16446. DOI: 10.1038/s41598-018-34609-y.
10. Сутубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка однородности физико-механических свойств полуфабрикатов авиационного назначения // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). С. 121–135. URL: <https://journal.viam.ru/ru> (дата обращения: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.
11. Huang X. Fabrication and Properties of Carbon Fibers // *Materials*. 2009. Vol. 2. P. 2369–2403. DOI: 10.3390/ma2042369.
12. Начаркина А.В., Зеленина И.В., Валуева М.И., Воронина О.Г. Влияние аппретирования углеродного волокна при получении объемно-армированных преформ на свойства высокотемпературного углепластика // *Труды ВИАМ*. 2021. № 1 (95). С. 54–65. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-54-65.
13. Sizing agent for carbon fiber, carbon fiber, carbon fiber-reinforced composite material, and method of producing carbon fiber-reinforced composite material: pat. WO 2015/049567 A1; appl. 30.09.14; publ. 09.04.15.
14. Sizing agent for carbon fiber, method for sizing carbon fiber by said sizing agent, sized carbon fiber and knitted or woven fabric using said carbon fiber: pat. US 7135516 B2; appl. 30.07.02; publ. 14.11.06.
15. Бейдер Э.Я., Петрова Г.Н., Изотова Т.Ф. Влияние аппретов на свойства термопластичных стеклопластиков // *Труды ВИАМ*. 2014. № 9. С. 47–52. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-7-7.
16. Shenghe Tech. Carbon Fiber Storage Life and Handling Requirements. URL: <https://shenghetech.com/info-detail/carbon-fiber-storage-life-and-handling-requirements> (дата обращения: 02.03.2026)
17. Zhang S., Gu H., Zhao M. et al. Effect of sizing agents on tensile properties of carbon fiber filament wound structures // *Journal of Engineered Fibers and Fabrics*. 2024. Vol. 19. P. 1–8. DOI: 10.1177/15589250231183159.
18. Yang T., Zhao Y., Liu H. et al. Effect of sizing agents on surface properties of carbon fibers and interfacial adhesion of carbon fiber/bismaleimide composites // *ACS Omega*. 2021. Vol. 6. P. 23028–23037. DOI: 10.1021/acsomega.1c01103.
19. Волкова О.Ю., Татусь Н.А. Современные методы определения характеристик волокон // *Вестник научно-технического развития*. 2025. № 177. С. 3–14. URL: <http://www.vntr.ru> (дата обращения: 25.02.2026). DOI: 10.18411/vntr2025-177-1.
20. Ерасов В.С., Сибяев И.Г., Сутубалов А.И., Попкова Е.А., Горбовец М.А. Методики механических испытаний по определению прочности углеродных волокон // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 2 (75). С. 137–148. URL: <https://journal.viam.ru/ru> (дата обращения: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-137-148.
21. Ilankeeran P.K., Mohite P.M., Kamle S. Axial Tensile Testing of Single Fibres // *Modern Mechanical Engineering*. 2012. Vol. 2. P. 151–156. DOI: 10.4236/mme.2012.24020.
22. Agrawal M., Prabhakaran R.T.D. Effect of Fiber Sizing on Mechanical Properties of Carbon Reinforced Composites: A Review // *Organic Polymer Material Research*. 2019. Vol. 1. No. 2. P. 1–5. DOI: 10.30564/opmr.v1i2.1683

23. Norris R.E., Ennis B.L., Clarke R.J. et al. Initial assessment of alternative carbon fiber geometries for design of cost-effective compressive performance: Size effect studies // *Composites Part B*. 2025. Vol. 296. Art. 112181.
24. Программа расчета геометрических параметров углеродного волокна / НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ»: свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023683908 от 10.11.2023.
25. Kumar R., Mikkelsen L.P., Lilholt H., Madsen B. Understanding the mechanical response of glass and carbon fibres: stress-strain analysis and modulus determination // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 942. Art. 012033. DOI: 10.1088/1757-899X/942/1/012033.
26. Curtis G.J., Milne J.M., Reynolds W.N. Non-hookean behaviour of strong carbon fibres // *Nature*. 1968. Vol. 220. P. 1024–1025.

References

1. Mallick P.K. *Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design*. 3rd ed. CRC Press, 2007, 632 p.
2. Gulyaev I.N., Klimenko O.N., Lonskii S.L., Slavin A.V., Chervas 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 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
3. Zhelezina G.F., Kulagina G.S., Sidorina A.I., Soloveva N.A. Fatigue of constructional organoplastics. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 1, pp. 89–100. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-89-100.
4. Shershak P.V., Yakovlev N.O., Shokin G.I., Kutsevich K.E., Popkova E.A. Evaluation method and factors influencing the bonding quality between face and honey-comb cores in floor and interior aircraft panels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
5. Gulyaev A.I., Yakovlev N.O., Krylov V.D., Lashov O.A. Application of fractographic analysis in the study of interlayer fracture of PCM. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 3 (48), pp. 65–73. DOI: 10.18577/9140-2071-2017-0-3-65-73.
6. Chand S. Review: Carbon fibers for composites. *Journal of Materials Science*, 2000, vol. 35, p. 1303–1313. DOI: 10.1023/A:1004780301489.
7. Hari Krishnan R., Mohite P.M., Upadhyay C.S. Generalized Weibull model-based statistical tensile strength of carbon fibres. *Archive of Applied Mechanics*, 2018, vol. 88, pp. 1617–1636. DOI: 10.1007/s00419-018-1391-9.
8. Chevallier A., Boutenel F., Guicheret V. et al. Single fibre tensile testing: analysing the influence of fibre misalignment. *21st European Conference on Composite Materials*. Nantes, France, 2024, art. hal-04738979.
9. Li Q., Woodhead A.L., Church J.S., Naebe M. On the detection of carbon fibre storage contamination and its effect on the fibre–matrix interface. *Scientific Reports*, 2018, vol. 8, art. 16446. DOI: 10.1038/s41598-018-34609-y.
10. Sutubalov A.I., Podzhivotov N.Yu., Shershak P.V., Yakovlev N.O. Evaluation of homogeneity of physical and mechanical properties of semi-finished products for aviation purpose. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 121–135. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.
11. Huang X. Fabrication and Properties of Carbon Fibers. *Materials*, 2009, vol. 2, pp. 2369–2403. DOI: 10.3390/ma2042369.
12. Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Valueva M.I., Voronina O.G. Influence of additional sizing of carbon fiber in producing volume-reinforced preforms on the properties of high-temperature carbon fiber. *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), pp. 54–65. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-54-65.
13. *Sizing agent for carbon fiber, carbon fiber, carbon fiber-reinforced composite material, and method of producing carbon fiber-reinforced composite material*: pat. WO 2015/049567 A1; appl. 30.09.14; publ. 09.04.15.

14. *Sizing agent for carbon fiber, method for sizing carbon fiber by said sizing agent, sized carbon fiber and knitted or woven fabric using said carbon fiber*: pat. US 7135516 B2; appl. 30.07.02; publ. 14.11.06.
15. Beider E.Ya., Petrova G.N., Izotova T.F. An influence of coupling agent on properties of thermoplastic glass reinforced plastics. *Trudy VIAM*, 2014, no. 9, pp. 47–52. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-7-7.
16. Shenghe Tech. Carbon Fiber Storage Life and Handling Requirements. Available at: <https://shenghetech.com/info-detail/carbon-fiber-storage-life-and-handling-requirements> (accessed: March 02, 2026)
17. Zhang S., Gu H., Zhao M. et al. Effect of sizing agents on tensile properties of carbon fiber filament wound structures. *Journal of Engineered Fibers and Fabrics*, 2024, vol. 19, pp. 1–8. DOI: 10.1177/15589250231183159.
18. Yang T., Zhao Y., Liu H. et al. Effect of sizing agents on surface properties of carbon fibers and interfacial adhesion of carbon fiber/bismaleimide composites. *ACS Omega*, 2021, vol. 6, pp. 23028–23037. DOI: 10.1021/acsomega.1c01103.
19. Volkova O.Yu., Tatus N.A. Modern methods for determining fiber characteristics. *Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiya*, 2025, no. 177, pp. 3–14. Available at: <http://www.vntr.ru> (accessed: February 25, 2026). DOI: 10.18411/vntr2025-177-1.
20. Erasov V.S., Sibayev I.G., Sutubalov A.I., Popkova E.A., Gorbovets M.A. Methods of mechanical testing to determine the strength of carbon fibers. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 137–148. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-137-148.
21. Ilankeeran P.K., Mohite P.M., Kamle S. Axial Tensile Testing of Single Fibres. *Modern Mechanical Engineering*, 2012, vol. 2, pp. 151–156. DOI: 10.4236/mme.2012.24020.
22. Agrawal M., Prabhakaran R.T.D. Effect of Fiber Sizing on Mechanical Properties of Carbon Reinforced Composites: A Review. *Organic Polymer Material Research*, 2019, vol. 1, no. 2, pp. 1–5. DOI: 10.30564/opmr.v1i2.1683
23. Norris R.E., Ennis B.L., Clarke R.J. et al. Initial assessment of alternative carbon fiber geometries for design of cost-effective compressive performance: Size effect studies. *Composites Part B*, 2025, vol. 296, art. 112181.
24. *Program for calculating the geometric parameters of carbon fiber*: certificate of state registration of the computer program No. 2023683908 dated November 10, 2023.
25. Kumar R., Mikkelsen L.P., Lilholt H., Madsen B. Understanding the mechanical response of glass and carbon fibres: stress–strain analysis and modulus determination. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 942, art. 012033. DOI: 10.1088/1757-899X/942/1/012033.
26. Curtis G.J., Milne J.M., Reynolds W.N. Non-hookean behaviour of strong carbon fibres. *Nature*, 1968, vol. 220, pp. 1024–1025.

Информация об авторах

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

Котлярова Маргарита Романовна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дашкин Артем Рафикович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Яковлев Николай Олегович, заместитель начальника Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksandr I. Sutubalov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Margarita R. Kotlyarova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Artem R. Dashkin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikolay O. Yakovlev, Deputy Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.05.2026.
The article was submitted 05.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 15.05.2026.

Научная статья

УДК 539.612

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-181-194

ПОДХОДЫ К АНАЛИЗУ ПЛОЩАДИ АДГЕЗИОННОГО КОНТАКТА ПРИ ИСПЫТАНИИ МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ВЫТЯГИВАНИЯ ИЗ «УЗЛА» Часть 1

Р.Р. Иванов¹, А.И. Гуляев¹

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

Аннотация. Проанализирована площадь контакта при испытании образцов модифицированным методом вытягивания из «узла». Получены значения адгезионной прочности между отечественным углеродным волокном UMT42S-3K и эпоксидным связующим ВСЭ-30 усовершенствованным методом вытягивания из «узла» и эталонным методом pull out. Исследован коэффициент плотности упаковки наполнителя в микропластике с помощью сканирующего электронного микроскопа. На микроразрывной машине определены значения прочности углеродных моноволокон.

Ключевые слова: оптический микроскоп, адгезия, прочность, углеродные волокна, эпоксидное связующее, сканирующий электронный микроскоп

Для цитирования: Иванов Р.Р., Гуляев А.И. Подходы к анализу площади адгезионного контакта при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла». Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 181–194. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-181-194.

Scientific article

APPROACHES TO THE ANALYSIS OF THE ADHESIVE CONTACT AREA WHEN TESTING USING A MODIFIED PULL-OUT METHOD FROM A «LOOP-KNOT» Part 1

R.R. Ivankov¹, A.I. Gulyaev¹

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

Abstract. The contact area was analyzed during the testing of samples using the modified pull-out method from a «knot». The adhesive strength between the domestic carbon fiber UMT42S-3K and the epoxy binder VSE-30 was obtained using the improved pull-out method from a “knot” and the reference pull-out method. The packing density coefficient of the filler in microplastic was investigated using a scanning electron microscope. The strength of carbon monofilaments was determined using a microtensile testing machine.

Keywords: optical microscope, adhesion, strength, carbon fibers, epoxy binder, scanning electron microscope

For citation: Ivankov R.R., Gulyaev A.I. Approaches to the analysis of the adhesive contact area when testing using a modified pull-out method from a «loop-knot». Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 181–194. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-181-194.

Введение

В настоящее время большое внимание уделяется разработке и производству конструкций и изделий из полимерных композиционных материалов (ПКМ). Это связано с их уникальными упруго-прочностными и физико-химическими свойствами. Поэтому ПКМ получили широкое распространение в области производства авиационной и космической техники [1–3].

Наиболее широко распространенным типом связующих являются эпоксидные смолы, которые на протяжении долгого времени модифицируются разными способами [4–12]. Согласно работе [12], существуют три разных способа модификации: химическая, физическая и физико-химическая.

В XXI в. широкое распространение при производстве авиационной техники получили углеродные волокна, которые обладают уникальными прочностными и физико-химическими свойствами. Следует отметить, что поверхность углеродных волокон можно модифицировать несколькими способами, которые описаны в работах [13–20].

При разработке современных видов армированных угле- и стеклопластиков ученые и инженеры уделяют особое внимание адгезии и граничным слоям [21]. Это связано с тем, что, управляя свойствами граничного слоя, можно повысить уровень физико-механических свойств изделий из ПКМ.

Существуют несколько способов определения адгезионной прочности [21–25]. Наиболее часто используемыми прямыми (микромеханическими) методами определения адгезионной прочности в системе «волокно–полимерная матрица» являются методы pull out и push out, образцы для которых представлены на рис. 1.

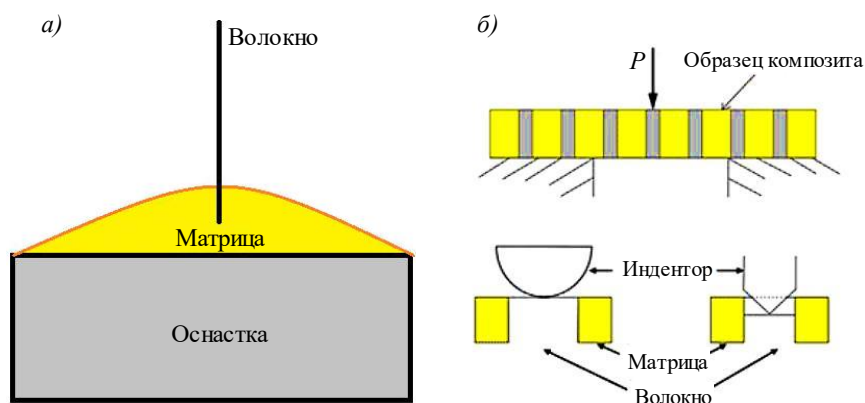


Рис. 1. Методы определения адгезионной прочности в системе «волокно–полимерная матрица»: а – pull out; б – push out (P – нагрузка) [21, 22, 24]

Проведение испытаний методом pull out подразумевает вытягивание моноволокна из блока или капли связующего. В случае метода push out моноволокно выталкивается или выдавливается из образца ПКМ определенной толщины. В России наиболее широкое распространение получил метод pull out [26–28]. Однако метод push out достаточно долго используется в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [22, 23, 29]. Следует отметить, что при подготовке образцов к испытаниям оба метода требуют повышенного внимания со стороны высококвалифицированного персонала. В Германии разработан специальный прибор, который позволяет снизить влияние человеческого фактора на качество образцов для исследования методом pull out. Он позволяет работать с материалами, которые плавятся в широком диапазоне температур – от 25 до 400 °С.

Для преодоления сложностей, возникающих при подготовке образцов к испытаниям, авторы работ [30, 31] предложили способ определения адгезионной прочности с помощью вытягивания волокон из «узла». Однако он предназначен исключительно для жгута из арамидных нитей и для обеспечения возможности испытаний углеродных волокон нуждается в модификации. Необходимость модификации данного метода, предложенная в работе [21], связана с тем, что углеродные волокна, по сравнению с арамидными, имеют больший модуль упругости. В ходе испытания на разрывной машине данное свойство негативно влияет на процесс определения величины адгезионной прочности. Углеродное волокно можно повредить как в момент затягивания зажимов, так и в процессе движения траверсы, так как оно не пропитано эпоксидным связующим.

В целях исключения перечисленных недостатков в работе [21] впервые предложен новый подход к созданию образцов:

- на специальной установке по изготовлению микропластиков углеродный жгут пропускают через ванну с термореактивным эпоксидным связующим и наматывают на рамки с заданной на пульте управления скоростью;
- для формирования адгезионной ячейки на пропитанный углеродный жгут, намотанный на рамку, наносят каплю того же связующего;
- в месте, куда была нанесена капля связующего, затягивают узел из арамидного волокна.

Именно с помощью метода, представленного в работах [21, 24], получены значения адгезионной прочности в системе «волокно–полимерная матрица», которые коррелируют с данными, зафиксированными методом pull out. Однако данный показатель определяется согласно формуле, приведенной в работах [30, 31], поэтому для точной оценки значений адгезионной прочности необходимо грамотно подойти к анализу и выбору метода определения зоны адгезионного контакта.

Материалы и методы

Для получения образцов модифицированным методом вытягивания из «узла» использовали эпоксидное связующее ВСЭ-30 производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, основные характеристики которого подробно описаны в работе [32].

В качестве углеродных наполнителей выбраны отечественные волокна марки УМТ42S-3К (табл. 1).

Таблица 1

Основные характеристики высокопрочных углеродных волокон марки УМТ42S-3К

Показатель	Номинальные значения показателей
Линейная плотность, текс	190
Прочность при растяжении, МПа	4200
Модуль упругости, ГПа	240–270
Относительное удлинение, %	≥1,5
Содержание аппрета на нити, % (по массе)	1,0–1,7
Плотность волокна, г/см ³	1,78±0,03
Тип аппрета	Эпоксидный

Для затягивания «узла» выбраны волокна Русар-НТ, которые обладают высокими показателями прочности при растяжении, а также адгезии с эпоксидными связующими (табл. 2).

Основные характеристики арамидного жгута Русар-НТ

Показатель	Значения показателей
Плотность, г/см ³	1,48
Удельная разрывная нагрузка нити, сН/текс	290
Прочность при растяжении, ГПа	5,8–6,0
Модуль упругости, ГПа	165–175
Удлинение при разрыве, %	2,0
Линейная плотность, текс	60

Для определения адгезионной прочности связи при испытании методом вытягивания из «узла» использовали стандартную разрывную машину с нагрузкой 1 кН.

Для определения адгезионной прочности эпоксидной матрицы по отношению к углеродному волокну использовали усовершенствованный метод вытягивания из «узла» [21, 24]. В качестве сравнительного метода выбран метод pull out.

Для определения адгезионной прочности зачастую используется формула [25, 26]

$$\tau = P/S, \quad (1)$$

где P – нагрузка, Н; S – площадь адгезионного контакта, мм².

С целью определения объемной доли волокон в образцах микропластика проводили исследование микрошлифов на конфокальном сканирующем лазерном микроскопе. Планарную съемку поверхности образцов осуществляли с применением объектива с увеличением $\times 50$ (общее увеличение микроскопа $\times 1180$) в режиме совмещения полей зрения (панорама 2×1 , общая площадь полей зрения $\sim (485 \times 255)$ мкм²). Объемную долю волокон определяли с применением специализированного программного обеспечения для анализа и обработки изображений. Определение данной величины в микропластике при исследовании микрошлифа основано на световом контрасте между углеродными волокнами и полимерной матрицей. Проводили операцию бинаризации, в результате которой исходное изображение в оттенках серого переводится в бинарное (черно-белое) изображение. Для этого на гистограмме интенсивности оттенков серого выставляли минимальный порог бинаризации между пиками, соответствующими структурным составляющим материала. Объемную долю волокон определяли путем вычисления отношения площади изображения, занимаемой поперечными сечениями волокон, ко всей площади поля зрения [33].

Результаты и обсуждение

Формула для расчета площади адгезионного контакта в случае испытания методом pull out должна выводиться из формул расчета площадей боковой и нижней граней цилиндра:

$$S = 2\pi Rl + \pi R^2, \quad (2)$$

где R – радиус моноволокна, мкм; l – длина соединения, мкм.

Однако в случае испытания микромеханическим методом вытягивания филамента из блока связующего пренебрегают расчетом площади основания цилиндра. Это связано с тем, что моноволокно можно отрезать неровно и получить неправильное сечение.

Именно поэтому площадь адгезионного контакта в случае испытаний методом pull out рассчитывается по формуле [27]

$$S = \pi dl, \quad (3)$$

где d – диаметр моноволокна, мкм.

Ограничивающим фактором длины соединения l является критическая длина моноволокна, которая определяется по формуле

$$l_{кр} = \sigma_b d / 2\tau, \quad (4)$$

где σ_b – прочность углеродного волокна при растяжении, МПа; τ – адгезионная прочность на границе раздела «волокно–полимерная матрица», МПа.

Согласно данным, полученным в работе [24], среднее значение адгезионной прочности при сдвиге τ на границе раздела «волокно–полимерная матрица» для связующего ВСЭ-30 и углеродного волокна марки UMT42S-3K составляет 70 МПа.

Для определения $l_{кр}$ проведены испытания на специальной машине [34] с точностью до 0,01 сН согласно ГОСТ Р 57407–2017 (табл. 3).

Таблица 3

**Относительное удлинение, прочность при растяжении
и диаметр углеродного моноволокна**

Условный номер испытаний	Относительное удлинение ξ , %	Прочность при растяжении σ_b , МПа	Диаметр d , мкм
1	1,44	3809	6,52
2	1,52	3856	6,69
3	1,47	3879	6,26
4	1,51	3887	6,74
5	1,49	3919	6,11
6	1,48	4012	6,28
7	1,55	4038	6,17
8	1,53	4077	6,66
9	1,61	4113	6,81
10	1,55	4122	6,91
11	1,56	4135	6,60
12	1,62	4160	6,72
13	1,57	4160	6,48
14	1,60	4175	6,73
15	1,61	4197	6,99
16	1,60	4209	6,99
17	1,61	4256	6,74
18	1,57	4266	6,07
19	1,67	4269	7,15
20	1,68	4278	6,43
21	1,63	4308	6,86
22	1,63	4343	6,91
23	1,69	4415	6,44
24	1,69	4451	6,25
25	1,79	4492	7,23
26	1,70	4555	6,67
27	1,71	4582	6,21
28	1,74	4583	6,15
29	1,75	4595	6,22
30	1,75	4654	6,50
Среднее значение	1,61	4227	6,58
Среднее отклонение	0,09	239	0,32
Коэффициент вариации CV, %	5,72	6	4,90

Таким образом, для данного углеродного волокна $l_{кр} = 200$ мкм. Это критическая длина погружения моноволокна в блок связующего при испытании методом pull out.

Подготовку образцов для испытаний методом pull out проводили согласно ISO 19875:2024. С помощью специального прибора [34] методом pull out получены результаты, представленные в табл. 4. В отличие от данных, приведенных в работах [21, 24], усилие при затягивании узла не контролировали.

Таблица 4

**Адгезионная прочность системы «волокно–полимерная матрица»
при измерении методом pull out**

Условный номер испытаний	Площадь контакта $S \cdot 10^3, \text{мм}^2$	Адгезионная прочность τ , МПа
1	0,61	130,9
2	0,84	100,0
3	0,92	97,0
4	0,99	87,5
5	1,05	86,8
6	1,03	89,9
7	1,04	94,8
8	1,23	97,1
9	1,57	101,8
10	1,59	78,2
11	1,62	77,2
12	1,71	83,3
13	1,92	77,2
14	1,95	79,6
15	1,78	75,3
16	1,27	91,0
17	1,21	89,2
18	1,25	89,9
Среднее значение	—	90,4
Среднее отклонение		13,0
Коэффициент вариации CV, %		14,4

Согласно работам [25–28], усилие вытягивания и адгезионную прочность необходимо представлять в виде зависимости от площади контакта. Результаты определения значений площади представляют в виде $S \cdot 10^3$.

В случае испытания методом pull out при увеличении площади контакта адгезионная прочность снижается (рис. 2), что совпадает с данными работ [25–28]. Таким образом, значение адгезионной прочности, полученное методом pull out для данной системы на участке площадью от 0,0006 до 0,0012 мм², составило 90,4 МПа.

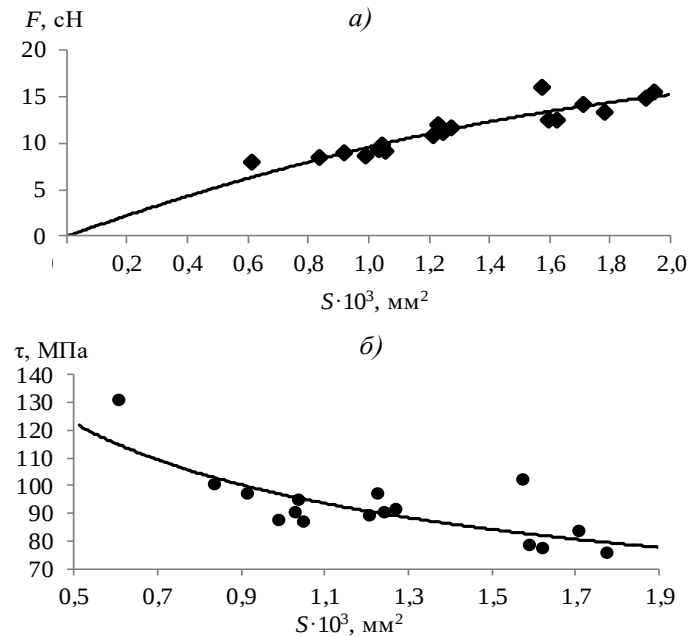


Рис. 2. Зависимости усилия вытягивания F (а) и адгезионной прочности τ (б) от площади контакта S в системе «волокно–полимерная матрица»

Площадь адгезионного контакта для определения прочности при сдвиге при испытании усовершенствованным методом вытягивания из «узла» рассчитывается по формуле [30]

$$S = \frac{\pi^2}{\varphi} \sqrt{\frac{T_1 T_2}{\rho_1 \rho_2}}. \quad (5)$$

Данное выражение следует из формул, представленных в статье [30]:

$$D_1 = 2 \sqrt{\frac{T_1}{\varphi \rho_1}}, \quad (6)$$

$$D_2 = 2 \sqrt{\frac{T_2}{\varphi \rho_2}}, \quad (7)$$

где D_1 , D_2 – диаметр испытываемого материала и охватывающей его комплексной нити соответственно; T_1 , T_2 – линейная плотность испытываемого материала и охватывающей его комплексной нити соответственно; ρ_1 , ρ_2 – объемная плотность испытываемого материала и охватывающей его комплексной нити соответственно; φ – коэффициент, характеризующий плотность упаковки цилиндрических нитей в жгуте [31].

Следует отметить, что коэффициент φ определяется согласно графику, который представлен в работах [31, 35]. Данный коэффициент при содержании нитей в жгуте >3000 практически не изменяется и составляет 0,87 [35].

Значения площади адгезионного контакта, рассчитанные по формуле (5), представлены в табл. 5.

Плотность упаковки филаментов в микропластике может сильно отличаться от данных научно-технической литературы [35]. Можно предположить, что это связано с повышенным содержанием связующего и неправильной формой углеродных моноволокон [23]. Для определения параметра φ сделаны снимки микропластиков при помощи конфокального сканирующего лазерного микроскопа (рис. 3).

**Напряжение, адгезионная прочность и удлинение образцов
с теоретически рассчитанными площадями контакта**

Площадь контакта S , мм^2	Условный номер испытаний	Напряжение P , Н	Удлинение ξ , мм	Адгезионная прочность τ , МПа
1,28	1	104,8	0,54	81,9
	2	101,9	0,50	79,6
	3	100,2	0,41	78,2
	4	98,9	0,38	77,3
	5	110,8	0,46	86,6
	6	105,3	0,40	82,3
	Среднее значение	–	–	81,0
	Среднее отклонение			3,4
	Коэффициент вариации CV , %			4,2
1,48	7	106,3	0,44	71,9
	8	129,5	0,45	87,5
	9	121,2	0,49	81,9
	10	121,8	0,52	82,3
	11	125,7	0,46	84,9
	12	117,7	0,70	79,5
	Среднее значение	–	–	81,3
	Среднее отклонение			5,4
	Коэффициент вариации CV , %			6,6
1,66	13	122,3	0,47	73,7
	14	107,1	0,43	64,5
	15	127,3	0,42	76,7
	16	113,2	0,51	68,2
	17	120,4	0,43	72,5
	18	112,6	0,31	67,8
	Среднее значение	–	–	70,6
	Среднее отклонение			4,5
	Коэффициент вариации CV , %			6,4

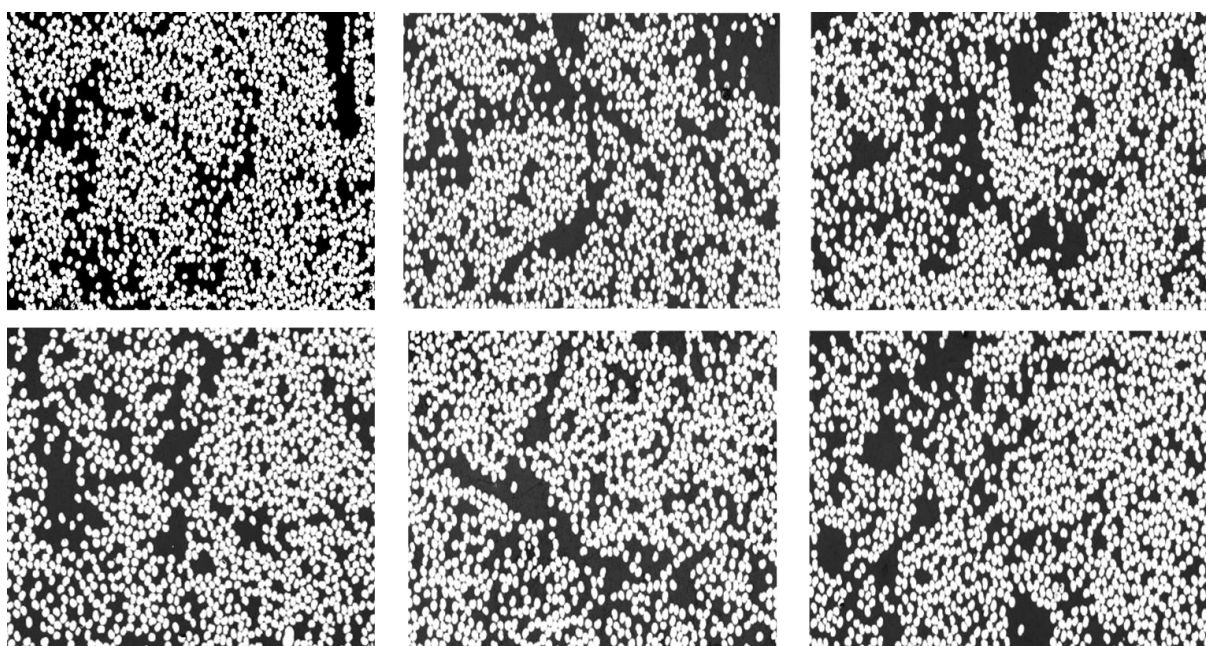


Рис. 3. Моноволокна в объеме микропластика

С использованием описанного метода определения коэффициента ϕ микропластика получены результаты, представленные в табл. 6.

Таблица 6

Коэффициент плотности упаковки филаментов в микропластике

Условный номер испытаний	Коэффициент плотности упаковки филаментов в микропластике ϕ
1	0,49
2	0,41
3	0,49
4	0,42
5	0,43
6	0,44
Среднее значение	0,45
Среднее отклонение	0,03
Коэффициент вариации CV, %	7

В соответствии с рис. 3 коэффициент ϕ микропластика составляет 0,45. Именно поэтому принято решение пересчитать площадь адгезионного контакта в «узле» после экспериментального определения ϕ .

Получив значение $\phi = 0,45$, можно вычислить величину площади и адгезионной прочности для данной выборки (табл. 7).

Таблица 7

Сравнение результатов определения адгезионной прочности с использованием теоретического и экспериментального значения коэффициента плотности упаковки филаментов

Условный номер испытаний	P , Н	S_t , мм ²	τ_t , МПа	S_z , мм ²	τ_z , МПа
1	104,8	1,28	81,9	2,48	42,3
2	101,9		79,6		41,1
3	100,2		78,2		40,4
4	98,9		77,3		39,9
5	110,8		86,6		44,7
6	105,3		82,3		42,5
7	104,8	1,48	71,9	2,86	37,2
8	101,9		87,5		45,3
9	100,2		81,9		42,4
10	98,9		82,3		42,6
11	110,8		84,9		43,9
12	105,3		79,5		41,1
13	122,3	1,66	73,7	3,20	38,2
14	107,1		64,5		33,5
15	127,3		76,7		39,8
16	113,2		68,2		35,4
17	120,4		72,5		37,6
18	112,6		67,8		35,2
Среднее значение		—	77,6	—	40,2
Среднее отклонение			6,6		3,4
Коэффициент вариации CV, %			8,6		8,4
Примечание. P – напряжение; S_t , S_z – площадь контакта при теоретическом и экспериментальном значении коэффициента плотности упаковки филаментов в микропластике соответственно; τ_t , τ_z – адгезионная прочность при теоретическом и экспериментальном значении коэффициента плотности упаковки филамента в микропластике соответственно.					

Среднее значение прочности при $\varphi = 0,45$ составило 40,2 МПа, что наиболее близко к прочности сдвига ПКМ, полученных из отечественных типов волокон [36].

Заключения

Значение коэффициента φ , полученное с помощью конфокального сканирующего лазерного микроскопа, составило 0,45, площадь контакта при данном коэффициенте: 2,48; 2,86 и 3,20 мм².

Разница между теоретическими и экспериментальными значениями коэффициента φ находится в диапазоне от 50 до 55 %. При теоретической площади контакта, равной 1,48 мм², среднее значение величины адгезии связующего ВСЭ-30 к углеродному волокну марки UMT42S-3K составляет 83,3 МПа, что близко к среднему значению адгезионной прочности при испытании эталонным методом pull out (90,4 МПа). Таким образом, разница значений адгезионной прочности при испытании методом pull out и модифицированным методом вытягивания из «узла» при площади контакта 1,48 мм² не превышает 10 %.

Адгезионная прочность в системе «волокну–полимерная матрица», получаемая с помощью эталонного метода pull out, уменьшается при увеличении площади контакта.

Несмотря на близкие значения адгезионной прочности, полученные модифицированным методом вытягивания из «узла» и методом pull out, необходимо предложить новые способы определения зоны адгезионного контакта.

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

Благодарности

Автор благодарит магистранта МГТУ им. Н.Э. Баумана Е.А. Овчинникову за проведение физико-механических испытаний образцов методом pull out.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Рудской А.И. Технологическая наследственность при производстве и эксплуатации конструкционных материалов // Технология металлов. 2019. № 2. С. 2–10.
3. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоматического формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 22–33. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
4. Огрель Л.Ю., Ястребинская А.В., Горбунова И.Ю. Модификация эпоксидного связующего полиметилсилоксаном для изготовления стеклопластиковых труб и газоотводящих стволы // Строительные материалы. 2006. № 5. С. 57–59.
5. Панина Н.Н., Гребенева Т.А., Гуревич Я.М. и др. Модификация эпоксидных связующих циклоалифатическими эпоксиимидами // Клеи. Герметики. Технологии. 2013. № 7. С. 11–17.
6. Яруллин Р.Р. Модификация эпоксидных смол как способ получения композиционных материалов с заданными физико-механическими характеристиками (обзор) // Пластические массы. 2024. № 5. С. 11–17. DOI: 10.35164/0554-2901-2024-05-11-17.
7. Куприянова Е.В., Морозова Т.В., Дворцевая А.М., Аристов В.М. Модификация эпоксидного связующего для повышения трещиностойкости композитного шлема при ударном воздействии // Успехи в химии и химической технологии. 2019. Т. 33. № 6 (216). С. 50–52.

8. Мостовой А.С., Панова Л.Г., Курбатова Е.А. Модификация эпоксидных полимеров кремнийсодержащим наполнителем с целью повышения эксплуатационных свойств // Вопросы материаловедения. 2016. № 2 (86). С. 87–95.
9. Мараховский К.М., Осипчик В.С., Водовозов Г.А., Папина С.Н. Модификация эпоксидного связующего с повышенными характеристиками для получения композиционных материалов // Успехи в химии и химической технологии. 2016. Т. 30. № 10 (179). С. 56–58.
10. Гулиев К.Г., Ищенко Н.А., Хамедова У.А. и др. Модификация эпоксидной смолы ЭД-20 циклопропансодержащими соединениями // Пластические массы. 2019. № 3–4. С. 19–20.
11. Третьяков И.В., Вяткина М.А., Черевинский А.П. и др. Влияние полиэфирсульфона на свойства эпоксидного связующего и намоточных стеклопластиков на его основе // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2021. Т. 85. № 8. С. 1132–1136. DOI: 10.31857/S0367676521080317.
12. Иванов А.В., Столяров С.О., Дементьев Ф.А., Ферулев А.П. Исследование эксплуатационных характеристик огнезащитных покрытий на основе эпоксидных смол, модифицированных астраленами // Пожаровзрывобезопасность. 2020. Т. 29. № 1. С. 55–68. DOI: 10.18322/PVB.2020.29.01.55-68.
13. Сидорина А.И. Повышение адгезии углеродного волокнистого наполнителя к полимеру с помощью аппретирования (обзор) // Химические волокна. 2022. № 5. С. 3–10.
14. Гарифуллин А.Р., Абдуллин И.Ш. Плазменная гидрофилизация углеродной ленты для создания композиционных материалов с повышенными прочностными характеристиками // Вестник Казанского технологического университета. 2014. Т. 17. № 14. С. 101–102.
15. Сагитова Ф.Р., Шарифуллин Ф.С. Модификация углеродных волокон и тканей для их применения в качестве армирующих компонентов в композиционных материалах // Вестник технологического университета. 2025. Т. 28. № 8. С. 81–86. DOI: 10.55421/3034-4689_2025_28_8_81.
16. Андрианова Н.Н., Борисов А.М., Воробьева Е.А. и др. Модификация поверхности углеродного волокна при облучении ионами плазмы с энергиями от сотен эВ до десятков кэВ // Ядерная физика и инжиниринг. 2024. Т. 15. № 3. С. 224–231. DOI: 10.56304/S2079562923030028.
17. Андрианова Н.Н., Борисов А.М., Машкова Е.С. и др. Ионно-лучевая модификация поверхности углеродных волокон // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2023. № 4. С. 10–24. DOI: 10.31857/S1028096023040027.
18. Морозов С.В., Ананьин С.В. Влияние модификации поверхности углеродных волокон на физико-механические характеристики углепластиков // Ползуновский вестник. 2022. № 1. С. 134–138. DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2022.01.018.
19. Гарифуллин А.Р. Применение плазменного метода модификации поверхности углеродных волокон для повышения показателей механических свойств углеродных волокон // Вестник технологического университета. 2016. Т. 19. № 18. С. 76–77.
20. Мосеев С.И., Красников Д.В., Казакова М.А. Модификация поверхности углеродных волокон многослойными углеродными нанотрубками и ее влияние на механические характеристики композитов с эпоксидной смолой // Журнал прикладной химии. 2016. Т. 89. № 12. С. 1555–1563.
21. Иваньков Р.Р. Определение прочности адгезионной связи между углеродными волокнами и эпоксидной матрицей // Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов: материалы XVII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат». М., 2025. С. 140–162.
22. Гуляев А.И. Измерение адгезионной прочности «волокно–матрица» с применением наноиндентирования (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). С. 68–78. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-68-78.
23. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Применение наноиндентирования для определения адгезионной прочности волокно–матрица в углепластиках // Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года: материалы V Всерос. науч.-техн. конф. М., 2019. С. 240–253.
24. Иваньков Р.Р., Сидорина А.И., Котомин С.В. Определение прочности адгезионной связи между российскими углеродными волокнами и эпоксидной матрицей методом вытягивания из «узла» // Труды ВИАМ. 2025. № 12 (154). С. 170–184. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-170-184.

25. Горбаткина Ю.А. Адгезионная прочность в системах полимер–волокно. М.: Химия, 1987. 192 с.
26. Горбаткина Ю.А., Иванова-Мумжиева В.Г. Влияние размера соединений полимер–волокно на изменение адгезионной прочности при различных внешних воздействиях. Ч. 1. Масштабная зависимость адгезионной прочности соединений волокно–термореактивное связующее при нормальных условиях // Клеи. Герметики. Технологии. 2025. № 9. С. 25–31. DOI: 10.31044/1813-7008-2025-0-9-25-31.
27. Горбаткина Ю.А., Иванова-Мумжиева В.Г. Влияние размера соединений полимер–волокно на изменение адгезионной прочности при различных внешних воздействиях. Ч. 2. Влияние размеров соединений термореактивное связующее–волокно на температурную зависимость их адгезионной прочности // Клеи. Герметики. Технологии. 2025. № 10. С. 33–37. DOI: 10.31044/1813-7008-2025-0-10-33-37.
28. Вяткина М.А., Горбаткина Ю.А., Петрова Т.В., Солодилов В.И. Становление адгезионной прочности систем эпоксидангидридная матрица–волокно // Химическая физика. 2023. Т. 42. № 11. С. 16–22. DOI: 10.31857/S0207401X23110110.
29. Гуляев А.И., Ерасов В.С., Орешко Е.И., Уткин Д.А. Анализ разрушения углепластика при выталкивании мультифиламентного цилиндра // Клеи. Герметики. Технологии. 2021. № 1. С. 28–35. DOI: 10.31044/1813-7008-2021-0-1-28-35.
30. Котомин С.В., Обидин И.М., Павлючкова Е.А. Расчет прочности адгезионной связи армирующих волокон с полимерами по методу «петли» // Механика композитных материалов. 2022. Т. 58. № 1. Р. 197–212.
31. Котомин С.В., Обидин И.М., Павлючкова Е.А. Масштабный фактор при испытании адгезионно-клеевых соединений гетероарамидных нитей методом «петли» // Клеи. Герметики. Технологии. 2023. № 11. С. 35–40.
32. Кудрявцева А.Н., Ткачук А.И., Григорьева К.Н., Гуревич Я.М. Использование связующего марки ВСЭ-30, перерабатываемого по инфузионной технологии, для изготовления низко- и средненагруженных деталей конструкционного назначения // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). С. 31–39. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-31-39.
33. Гуляев А.И., Исходжанова И.В., Журавлева П.Л. Применение метода оптической микроскопии для количественного анализа структуры ПКМ // Труды ВИАМ. 2014. № 7. С. 51–56. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-7-7.
34. Нелюб В.А., Гуськов А.М., Белов П.А. К проектированию углепластиков на растяжение с учетом адгезии волокна к матрице // Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук. 2014. № 12–1. С. 62–66.
35. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. СПб.: Научные основы и технологии, 2009. 184 с.
36. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Раскутин А.Е., Дун В.А. Углепластик на основе объемно-армирующей триаксиальной плетеной преформы // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). С. 55–63. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-55-63.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Rudskoy A.I. Technological heredity in the production and operation of structural materials. *Tekhnologiya metallov*, 2019, no. 2, pp. 2–10.
3. Tkachuk A.I., Donetsk K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 22–33. Available at: <https://journal.viam.ru> (accessed: March 05, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
4. Ogrel L.Yu., Yastrebinskaya A.V., Gorbunova I.Yu. Modification of epoxy binder with polymethylsiloxane for the manufacture of fiberglass pipes and gas exhaust manifolds. *Stroitelnye materialy*, 2006, no. 5, pp. 57–59.

5. Panina N.N., Grebeneva T.A., Gurevich Ya.M. et al. Modification of epoxy binders with cycloaliphatic epoxyimides. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2013, no. 7, pp. 11–17.
6. Yarullin R.R. Modification of epoxy resins as a method for obtaining composite materials with specified physical and mechanical characteristics (review). *Plasticheskie massy*, 2024, no. 5, pp. 11–17. DOI: 10.35164/0554-2901-2024-05-11-17.
7. Kupriyanova E.V., Morozova T.V., Dvortsevaya A.M., Aristov V.M. Modification of an epoxy binder to improve the crack resistance of a composite helmet under impact. *Uspekhi v khimii i khimicheskoy tekhnologii*, 2019, vol. 33, no. 6 (216), pp. 50–52.
8. Mostovoy A.S., Panova L.G., Kurbatova E.A. Modification of epoxy polymers with a silicon-containing filler to improve performance properties. *Voprosy Materialovedeniya*, 2016, no. 2 (86), pp. 87–95.
9. Marakhovsky K.M., Osipchik V.S., Vodovozov G.A., Papina S.N. Modification of an epoxy binder with improved characteristics for producing composite materials. *Uspekhi v khimii i khimicheskoy tekhnologii*, 2016, vol. 30, no. 10 (179), pp. 56–58.
10. Guliev K.G., Ishchenko N.A., Khamedova U.A. et al. Modification of ED-20 epoxy resin with cyclopropane-containing compounds. *Plasticheskiye massy*, 2019, no. 3–4, pp. 19–20.
11. Tretyakov I.V., Vyatkina M.A., Cherevinsky A.P. et al. Effect of polyethersulfone on the properties of epoxy binder and winding fiberglass reinforced plastics based on it. *Izvestiya Rossiyskoy akademii nauk. Seriya fizicheskaya*, 2021, vol. 85, no. 8, pp. 1132–1136. DOI: 10.31857/S0367676521080317.
12. Ivanov A.V., Stolyarov S.O., Dementyev F.A., Ferulev A.P. Study of the performance characteristics of fire-protective coatings based on epoxy resins modified with astralenes. *Pozharovzryvobezopasnost*, 2020, vol. 29, no. 1, pp. 55–68. DOI: 10.18322/PVB.2020.29.01.55-68.
13. Sidorina A.I. Increasing the adhesion of carbon fiber filler to polymer using finishing (review). *Khimicheskie volokna*, 2022, no. 5, pp. 3–10.
14. Garifullin A.R., Abdullin I.Sh. Plasma hydrophilization of carbon tape for creating composite materials with enhanced strength characteristics. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2014, vol. 17, no. 14, pp. 101–102.
15. Sagitova F.R., Sharifulin F.S. Modification of carbon fibers and fabrics for their use as reinforcing components in composite materials. *Vestnik tekhnologicheskogo universiteta*, 2025, vol. 28, no. 8, pp. 81–86. DOI: 10.55421/3034-4689_2025_28_8_81.
16. Andrianova N.N., Borisov A.M., Vorobyova E.A. et al. Modification of the Carbon Fiber Surface by Irradiation with Plasma Ions with Energies from Hundreds of eV to Tens of KeV. *Yadernaya fizika i inzhiniring*, 2024, vol. 15, no. 3, pp. 224–231. DOI: 10.56304/S2079562923030028.
17. Andrianova N.N., Borisov A.M., Mashkova E.S. et al. Ion-Beam Modification of the Carbon Fiber Surface. *Poverkhnost. Rentgenovskie, sinkhotronnye i neytronnye issledovaniya*, 2023, no. 4, pp. 10–24. DOI: 10.31857/S1028096023040027.
18. Morozov S.V., Ananyin S.V. The influence of carbon fiber surface modification on the physical and mechanical characteristics of carbon fiber reinforced plastics. *Polzunovskiy Vestnik*, 2022, no. 1, pp. 134–138. DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2022.01.018.
19. Garifullin A.R. Application of plasma method of modification of carbon fiber surface to improve mechanical properties of carbon fibers. *Vestnik tekhnologicheskogo universiteta*, 2016, vol. 19, no. 18, pp. 76–77.
20. Moseenkov S.I., Krasnikov D.V., Kazakova M.A. Modification of carbon fiber surface with multiwalled carbon nanotubes and its effect on the mechanical properties of composites with epoxy resin. *Zhurnal prikladnoy khimii*, 2016, vol. 89, no. 12, pp. 1555–1563.
21. Ivankov R.R. Determination of the strength of the adhesive bond between carbon fibers and an epoxy matrix. *Physicomechanical tests, strength and reliability of modern structural and functional materials: Proc. XVII All-Rus. Conf. for testing and research of materials properties «TestMat»*. Moscow, 2025, pp. 140–162.
22. Gulyayev A.I. Fiber-matrix adhesion strength measurement using nanoindentation (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), pp. 68–78. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-68-78.
23. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Application of nanoindentation to determine the fiber-matrix adhesion strength in carbon fiber reinforced plastics. *The role of fundamental research in the implementation of Strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030: Proc. of the V All-Rus. sci. and tech. conf. Moscow*, 2019, pp. 240–253.

24. Ivankov R.R., Sidorina A.I., Kotomin S.V. Determination of the strength of the adhesive bond between Russian carbon fibers and an epoxy matrix using the «loop» pull-out test. *Trudy VIAM*, 2026, no. 12 (154), pp. 170–184. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-170-184.
25. Gorbatkina Yu.A. *Adhesion strength in polymer-fiber systems*. Moscow: Khimiya, 1987, 192 p.
26. Gorbatkina Yu.A., Ivanova-Mumzhieva V.G. Effect of polymer-fiber joint size on change in adhesion strength under various external influences. Part 1. Scale dependence of adhesion strength of fiber-thermosetting binder joints under normal conditions. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2025, no. 9, pp. 25–31. DOI: 10.31044/1813-7008-2025-0-9-25-31.
27. Gorbatkina Yu.A., Ivanova-Mumzhieva V.G. Effect of polymer-fiber joint size on change in adhesion strength under various external influences. Part 2. Effect of the dimensions of thermosetting binder–fiber joints on the temperature dependence of their adhesion strength. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2025, no. 10, pp. 33–37. DOI: 10.31044/1813-7008-2025-0-10-33-37.
28. Vyatkina M.A., Gorbatkina Yu.A., Petrova T.V., Solodilov V.I. Formation of the adhesion strength of epoxy anhydride matrix–fiber systems. *Khimicheskaya fizika*, 2023, vol. 42, no. 11, pp. 16–22. DOI: 10.31857/S0207401X23110110.
29. Gulyaev A.I., Yerasov V.S., Oreshko E.I., Utkin D.A. Analysis of Carbon Fiber Failure during Multifilament Cylinder Ejection. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2021, no. 1, pp. 28–35. DOI: 10.31044/1813-7008-2021-0-1-28-35.
30. Kotomin S.V., Obidin I.M., Pavlyuchkova E.A. Calculation of the Adhesive Bond Strength of Reinforcing Fibers with Polymers Using the «Loop» Method. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 2022, vol. 58, no. 1, pp. 197–212.
31. Kotomin S.V., Obidin I.M., Pavlyuchkova E.A. Scale factor in testing adhesive joints of heteroaramid yarns using the «loop» method. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2023, no. 11, pp. 35–40.
32. Kudryavtseva A.N., Tkachuk A.I., Grigorieva K.N., Gurevich Ya.M. The use of epoxy resin system VSE-30, processed by the infusion technology, for the manufacture of low and medium loaded structural polymer composite materials. *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), pp. 31–39. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-31-39.
33. Gulyaev A.I., Ishodzhanova I.V., Zhuravleva P.L. Application of optical microscopy method for the quantitative analysis of polymer composite material structure. *Trudy VIAM*, 2014, no. 7, pp. 51–56. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: March 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-7-7.
34. Nelyub V.A., Guskov A.M., Belov P.A. On the design of carbon fiber-reinforced plastics for tension taking into account fiber adhesion to the matrix. *Aktualnye problemy gumanitarnykh i yestestvennykh nauk*, 2014, no. 12–1, pp. 62–66.
35. Perepelkin K.E. *Reinforcing fibers and fibrous polymer composites*. St. Petersburg: Nauchnyye osnovy i tekhnologii, 2009, 184 p.
36. Donetskii K.I., Karavayev R.Yu., Raskutin A.Ye., Dun V.A. Carbon fibers composite material on the basis of volume reinforcing triax braiding preforms. *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), pp. 55–63. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: March 28, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-55-63.

Информация об авторах

Иваньков Роман Русланович, инженер 2 категории, 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

Roman R. Ivankov, Second Category 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 30.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.05.2026.
The article was submitted 30.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 14.05.2026.

Научная статья

УДК 620.193:67.017

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-195-207

АНАЛИЗ КОРРЕЛЯЦИИ ИЗМЕНЕНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ И ДИФФУЗИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СТЕКЛОПЛАСТИКА ВПС-53/Т-25 ПРИ НАТУРНЫХ И УСКОРЕННЫХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

В.О. Старцев¹, А.А. Нечаев¹

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

Аннотация. Проведены климатические испытания стеклопластика ВПС-53/Т-25 в открытых условиях умеренного и умеренно теплого климата в течение 12 мес., а также лабораторные имитационные испытания по двум режимам. После всех промежуточных съемов измеряли пределы прочности при изгибе с учетом обратимого воздействия влаги. Осуществляли изменение массы образцов при сушке и увлажнении для определения параметров влагопереноса. Рассчитаны корреляционные зависимости исследованных характеристик при проведении натуральных и ускоренных климатических испытаний.

Ключевые слова: климатическое старение, стеклопластик, предел прочности при изгибе, коэффициент диффузии, математическое моделирование, корреляционная зависимость

Для цитирования: Старцев В.О., Нечаев А.А. Анализ корреляции изменений механических и диффузионных характеристик стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натуральных и ускоренных климатических испытаниях // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 195–207. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-195-207.

Scientific article

ANALYSIS OF THE CORRELATION OF CHANGES IN MECHANICAL AND DIFFUSION CHARACTERISTICS OF FIBERGLASS VPS-53/T-25 DURING FULL-SCALE AND ACCELERATED CLIMATIC TESTS

V.O. Startsev¹, A.A. Nechaev¹

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

Abstract. Climatic testing of VPS-53/T-25 fiberglass was conducted in outdoor, moderate and moderately warm climates for 12 months, as well as laboratory simulation tests in two modes. After all intermediate measurements, flexural strengths were measured, taking into account the reversible effect of moisture. The mass of the specimens was measured during drying and wetting to determine moisture transfer parameters. Correlations between the studied characteristics were calculated during full-scale and accelerated climatic tests.

Keywords: climatic aging, fiberglass, bending strength, diffusion coefficient, mathematical modeling, correlation dependence

For citation: Startsev V.O., Nechaev A.A. Analysis of the correlation of changes in mechanical and diffusion characteristics of fiberglass VPS-53/T-25 during full-scale and accelerated climatic tests. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 195–207. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-195-207.

Введение

Прогнозирование длительной работоспособности полимерных композиционных материалов (ПКМ) в условиях реальной эксплуатации – одна из важнейших задач современного материаловедения [1–4]. Традиционный подход к оценке долговечности базируется на длительных натурных испытаниях, которые могут занимать годы и даже десятилетия, что существенно замедляет внедрение в производство новых материалов и конструкций. В связи с этим все большее распространение получают методы ускоренных лабораторных испытаний, позволяющие в сжатые сроки смоделировать воздействие различных климатических факторов [5–9]. Однако ключевой проблемой остается отсутствие надежных корреляционных зависимостей между результатами ускоренных и натурных испытаний [10–13]. Понимание этих корреляций критически важно для разработки адекватных моделей прогнозирования изменения показателей ПКМ в реальных условиях эксплуатации [14–16], в том числе с учетом использования защитных покрытий [17–19]. В работе [5] выполнено прямое сопоставление натурального и лабораторного ускоренного старения древесно-полимерных композитов. В обоих типах испытаний наблюдалось снижение предела прочности при растяжении и относительного удлинения при разрыве с одновременным ростом модуля упругости; твердость образцов после естественного старения снизилась на 8–12,5 % в зависимости от состава и места экспозиции. В исследовании [6] изучено влияние ускоренного старения (56 дней) на льняные композиты и установлено, что определяющее влияние на остаточные свойства оказывает тип армирующего волокна, тогда как выбор полимерной матрицы имеет меньшее значение. Для ПКМ на основе базальтового волокна комбинированное ультрафиолетовое (УФ) облучение и воздействие повышенной влажности в течение 504 ч привели к снижению предела прочности при растяжении на 12 %, а прочности при изгибе – на 7 % [7]. При этом введение наноразмерных модификаторов позволило уменьшить степень деградации. В работе [8] исследование термопластичных композитов показало, что для угле- и стеклопластиков доминирующим механизмом под действием УФ-облучения оказалась сшивка, что привело к повышению прочности (до 147 % для стеклопластика и 142 % для углепластика), тогда как для арамидных композитов после 2160 ч облучения зафиксировано снижение прочности до 94 % от исходного уровня. Продолжительность экспозиции была пересчитана в эквивалентную годовую дозу УФ-излучения для климата Мельбурна. В работе [9] установлено, что фотоокисление локализовано в поверхностном слое льняных композитов и сопровождается изменением кристалличности; при этом композиты на вторичном полипропилене проявили более высокую устойчивость к фотоокислению по сравнению с первичным. Прямое сопоставление ускоренных (до 1200 ч) и натурных (до 3 лет) испытаний ПКМ в термовлажностных условиях [12] показало, что снижение прочности после 1000 ч ускоренного старения составляет 37,57 %, а после 3 лет натурной экспозиции 35,60 %. На основе пяти моделей машинного обучения построена корреляционная зависимость, позволяющая прогнозировать продолжительность натурального старения по ускоренным данным. В исследовании [13] установлено, что 13,48 дней ускоренного старения при температуре 85°C и относительной влажности 85 % эквивалентны одному году реальной выдержки в климате Гуанчжоу; прогнозируемый срок хранения исследуемого ПКМ до снижения межслойной прочности на 23 % составляет 14,47 лет. Материалы, экспонировавшиеся в открытом море, в стандартных лабораторных (УФ + морская вода при комнатной температуре) и в ускоренных условиях (УФ + морская вода при 60 °C) [10], продемонстрировали сходные тенденции деградации в натурных и стандартных лабораторных условиях. При ускоренном старении деградация была более выраженной, но механизмы

разрушения оставались неизменными. Для пултрузионных стеклопластиков, испытанных при постоянных температурах ($-15 \div +60$ °C) в течение 12 мес. и после 100–200 термоциклов [11], выявлено незначительное снижение механических свойств, за исключением прочности при растяжении, зависящей от свойств матрицы: для винилэфирной матрицы минимальное сохранение свойства составило 74 %, для ненасыщенной полиэфирной – достигло 83 % при температуре -15 °C. В работе [20] исследована долговечность ПКМ на основе эпоксидной смолы, армированных стеклянными, базальтовыми и углеродными волокнами, в условиях натурального старения в течение двух лет в Лиссабоне. Эпоксидно-углеродные композиты сохранили ~90 % исходных свойств, в то время как для стеклопластиков снижение механических показателей достигает 35 %. При сравнении одного года натурального старения и 20 лет ускоренного старения для кремнеземных стеклопластиков [21] установлено, что после 20 лет ускоренного старения диэлектрическая проницаемость возросла на 30,63 % по сравнению с 4,34 % после одного года натуральных испытаний, что указывает на необходимость корректировки коэффициентов ускорения. В работе [22] показано, что разрушение поверхностного слоя экспонированных образцов снижает точность измерения их толщины и значительно увеличивает разброс значений измеряемых параметров. Данное наблюдение критически важно для корректного сравнения результатов натуральных и ускоренных испытаний, поскольку изменение геометрических размеров образца напрямую влияет на расчетные прочностные характеристики. В монографии [23] обобщены современные подходы к прогнозированию долговечности композитов на основе природных волокон с учетом результатов ускоренных и натуральных испытаний. В обзорной работе [14] систематизированы данные о механизмах термического и тепловлажностного старения ПКМ на основе растительных волокон, особое внимание уделено проблеме корреляции ускоренных лабораторных испытаний с реальными условиями эксплуатации, обсуждаются методы прогнозирования остаточного ресурса с использованием моделей Аррениуса и принципа суперпозиции. В работе [24] представлены результаты длительных (до 110 мес.) испытаний гибридных угле- и стеклопластиков, применяемых для усиления железобетонных конструкций, в условиях сопоставления ускоренного лабораторного и натурального старения. Установлено, что снижение механических свойств после длительной натурной экспозиции составляет 35–40 %, а эквивалентное ускоренное старение в лабораторных условиях (циклическое воздействие температуры и влажности) позволило воспроизвести аналогичные механизмы разрушения и получить сопоставимые количественные показатели, что подтверждает корректность ускоренных методов.

В большинстве работ делается вывод о том, что стандартизованные методы ускоренного старения не всегда адекватно воспроизводят сложные синергетические эффекты реального климата. Наиболее перспективным направлением представляется разработка комбинированных протоколов испытаний, учитывающих не только отдельные климатические факторы, но и их совместное воздействие. Особого внимания заслуживают работы, в которых предпринимается прямая калибровка ускоренных режимов по результатам натурной экспозиции [8, 13, 21, 25]. Формирование надежных корреляционных моделей – необходимое условие для перехода от эмпирических коэффициентов запаса к обоснованному прогнозированию срока службы ПКМ в реальных условиях эксплуатации. В данной работе поставлена задача поиска корреляционных зависимостей между изменениями механических показателей и показателей влагопереноса стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натуральных и ускоренных климатических испытаниях.

Материалы и методы

Исследовали стеклопластик ВПС-53/Т-25 на основе стеклянной ткани Т-25 и связующего ВСЭ-34 [26, 27]. Плиты стеклопластика экспонировали в открытых условиях умеренного климата (Москва) и умеренно теплого климата (Геленджик) в течение 12 мес., основные климатические показатели приведены в работах [27–29]. Ускоренные лабораторные климатические испытания проводили по двум режимам (имитация годового цикла), включающим в себя последовательное воздействие повышенной и пониженной температур, перепадов температур и солнечного излучения. При втором режиме ускоренных испытаний воздействие солнечного излучения совмещено с воздействием повышенной влажности воздуха, а интегральная плотность потока солнечного излучения увеличена с 1120 до 1400 Вт/м².

При проведении натурных испытаний после 3, 6, 9 и 12 мес. экспонирования пластины снимали с испытаний и выполняли измерение предела прочности при изгибе (σ_b) по ГОСТ 25.602–80. Использовали исходные и экспонированные образцы без дополнительного кондиционирования (без сушки) и образцы, высушенные при температуре 60 °С в течение 14 сут, для исключения обратимого воздействия влаги. Аналогичные измерения проводили для пластин после ускоренных лабораторных испытаний – после имитации 0,5; 1; 1,5; 2 и 3 лет натурных испытаний. Изменение предела прочности при изгибе σ_b от продолжительности экспонирования аппроксимировали полиномом первой степени:

$$\sigma_b = \sigma_{b0} + k_{\sigma}t, \quad (1)$$

где σ_{b0} – значение предела прочности при изгибе в исходном состоянии, МПа; k_{σ} – коэффициент, характеризующий скорость изменения предела прочности при изгибе при экспонировании, МПа/мес.; t – продолжительность экспонирования, мес.

Для исключения влияния сезонного содержания влаги использовали значения предела прочности при изгибе после проведения сушки.

Подготовленные из пластин образцы размером 50×50×2 мм использовали для исследования влагопереноса [30–34] по двум последовательным режимам: увлажнение при температуре 60 °С и относительной влажности 98±2 % до равновесного состояния и сушка при температуре 60 °С в эксикаторе с прокаленным силикагелем до равновесного состояния. При этом выполняли измерения массы образцов на аналитических весах с погрешностью 10^{–4} г. Полученные экспериментальные данные аппроксимировали с использованием второго закона Фика с постоянными параметрами [35–37]. Изменение коэффициента диффузии влаги D (на стадии увлажнения) от продолжительности экспонирования аппроксимировали полиномом первой степени:

$$D = D_0 + k_D t, \quad (2)$$

где D_0 – значение коэффициента диффузии в исходном состоянии, мм²/сут; k_D – коэффициент, характеризующий скорость изменения коэффициента диффузии при экспонировании, (мм²/сут)/мес.; t – продолжительность экспонирования, мес.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены диаграммы изменения предела прочности стеклопластика ВПС-53/Т-25 при проведении климатических испытаний в натурных условиях умеренного и умеренно теплого климата.

Снижение предела прочности при изгибе за 12 мес. натурального экспонирования в условиях умеренного климата составило 4,7 %, а в агрессивных условиях умеренно теплого климата 15,2 %.

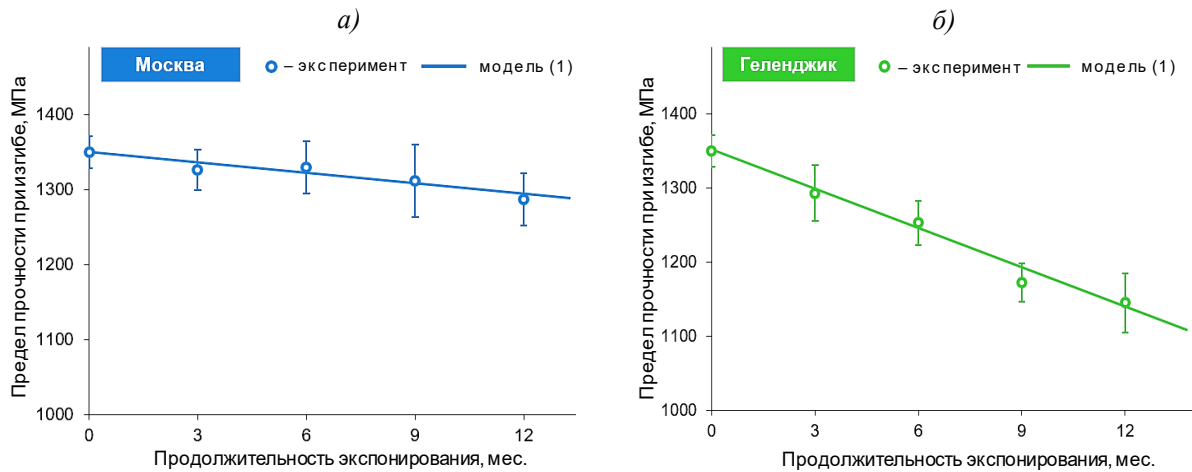


Рис. 1. Изменение предела прочности при изгибе стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натурном экспонировании в условиях умеренного (а) и умеренно теплого климата (б)

На рис. 2 показано изменение предела прочности при изгибе при имитационных лабораторных климатических испытаниях. Продолжительность имитации одного года натурных испытаний по режиму 1 составляет 2,8 мес., а по режиму 2: 1,8 мес. При моделировании и построении диаграмм использовали реальную продолжительность ускоренных лабораторных испытаний.

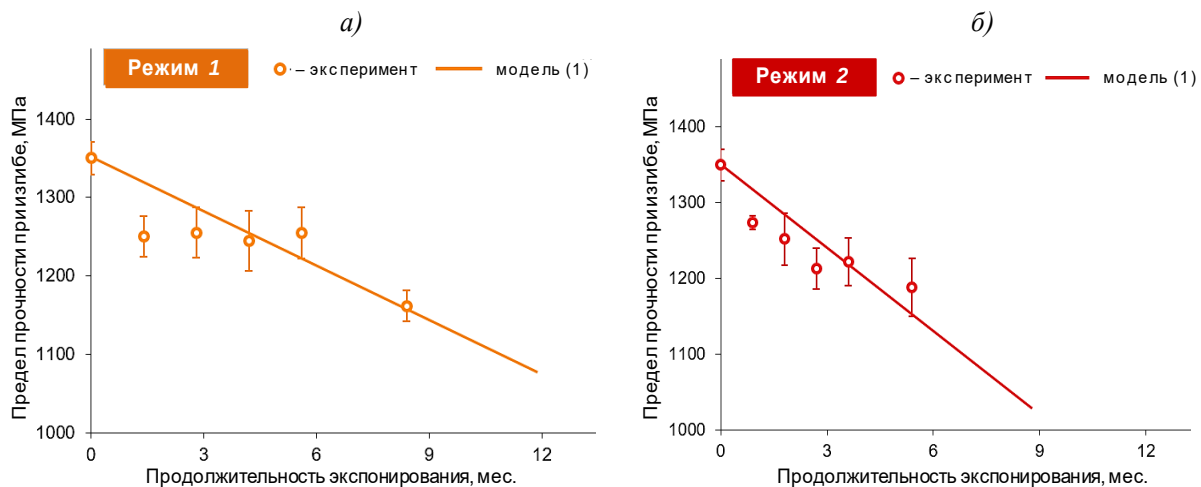


Рис. 2. Изменение предела прочности при изгибе стеклопластика ВПС-53/Т-25 при ускоренных лабораторных испытаниях по режимам 1 (а) и 2 (б)

Видно, что при проведении ускоренных лабораторных испытаний в течение 6 мес. снижение значений предела прочности при изгибе по режиму 1 составляет 7 %, при режиме 2 снижение достигает 12 %.

Экспериментальные данные изменения предела прочности при изгибе аппроксимировали моделью (1), результаты моделирования приведены в табл. 1.

Модели для экспериментальных данных при натурном экспонировании показывают высокое качество аппроксимации – коэффициенты детерминации (R) близки к 1, ошибка прогноза составляет 7–11 МПа. При лабораторных ускоренных испытаниях качество аппроксимации несколько ниже ($R^2 = 0,91\text{--}0,93$; $\text{RMSE} = 33\text{--}37$ МПа).

Таблица 1

Коэффициенты модели (1)

Вид климатических испытаний	k_σ , МПа/мес.*	RMSE, МПа**	R^2
Натурные в умеренном климате	–4,8	7,2	0,97
Натурные в умеренно теплом климате	–17,8	11,2	0,99
Ускоренные лабораторные по режиму 1	–22,9	36,8	0,91
Ускоренные лабораторные по режиму 2	–36,5	33,6	0,93
* Для всех видов испытаний $\sigma_{b0} = 1350$ МПа.			
** RMSE – среднеквадратичная ошибка прогноза модели.			

Полученные значения коэффициента k_σ позволяют ранжировать проведенные климатические испытания по скорости снижения предела прочности при изгибе. Минимальная скорость наблюдается при натурных климатических испытаниях в условиях умеренного климата (около –5 МПа/мес.), максимальная – при ускоренных лабораторных испытаниях по режиму 2 (около –36 МПа/мес.).

Проведена оценка корреляционной зависимости между сроками экспонирования ($t_{\text{уск}}$) в лабораторных ускоренных климатических испытаниях (аргумент) и сроками экспонирования ($t_{\text{нат}}$) при натурных климатических испытаниях (отклик). Для этого для каждого времени экспонирования в натурных условиях определяли соответствующие сроки экспонирования в ускоренных условиях, при котором достигается одинаковое значение предела прочности при изгибе (по модели (1)), рассчитывали коэффициент Пирсона (r) и строили уравнение регрессии вида:

$$t_{\text{нат}} = kt_{\text{уск}}, \quad (3)$$

где k – коэффициент ускорения.

Результаты расчетов по экспериментальным данным и по модели (1) приведены в табл. 2.

Как видно, коэффициент Пирсона близок к 1 для умеренного климата (практически идеальная линейная связь полученных пар) и составляет 0,92–0,94 для умеренно теплого климата. Для умеренного климата экспериментальные коэффициенты корреляции существенно превышают теоретические, что вызвано разбросом данных и немонотонностью изменения предела прочности при изгибе при ускоренных испытаниях, при этом точность прогноза составляет ~1,5 мес. и при относительной ошибке 25 %.

Таблица 2

Значения коэффициента ускорения k модели (3)
по измерениям предела прочности при изгибе

Натурные испытания	Ускоренные испытания	Тип оценки*	Коэффициент ускорения k	Коэффициент Пирсона r	RMSE, мес.	Относительная ошибка, %
Умеренный климат	Режим 1	Э	14,5	0,998	1,49	24,8
		Т	4,80	—	—	—
	Режим 2	Э	17,1	0,999	1,48	24,7
		Т	7,65	—	—	—
Умеренно теплый климат	Режим 1	Э	1,29	0,924	2,46	41,0
		Т	1,28	—	—	—
	Режим 2	Э	1,81	0,941	2,26	37,7
		Т	2,05	—	—	—
* Э – экспериментальная оценка, полученная путем интерполяции экспериментальных данных значений предела прочности и регрессии через начало координат; Т – теоретическая оценка, рассчитанная как отношение коэффициентов модели (1).						

Для умеренно теплого климата, наоборот, коэффициенты Пирсона для экспериментальных данных близки к теоретическим (1,29 и 1,28; 1,81 и 2,05 для режимов 1 и 2 соответственно), но ошибка прогноза увеличивается до 2,3–2,5 мес. при относительной ошибке 38–41 %. Таким образом, из-за разброса экспериментальных данных значений предела прочности при изгибе для практического прогнозирования предпочтительно использовать не модельные, а эмпирические зависимости с оценкой их точности.

Аналогичные расчеты сделаны для поиска корреляционных зависимостей, но в качестве характеристики материала использовали коэффициент диффузии влаги на стадии увлажнения. Диаграммы изменения этого показателя при экспонировании в натуральных условиях в умеренном и умеренно теплом климате показаны на рис. 3, а при проведении лабораторных ускоренных испытаний – на рис. 4.

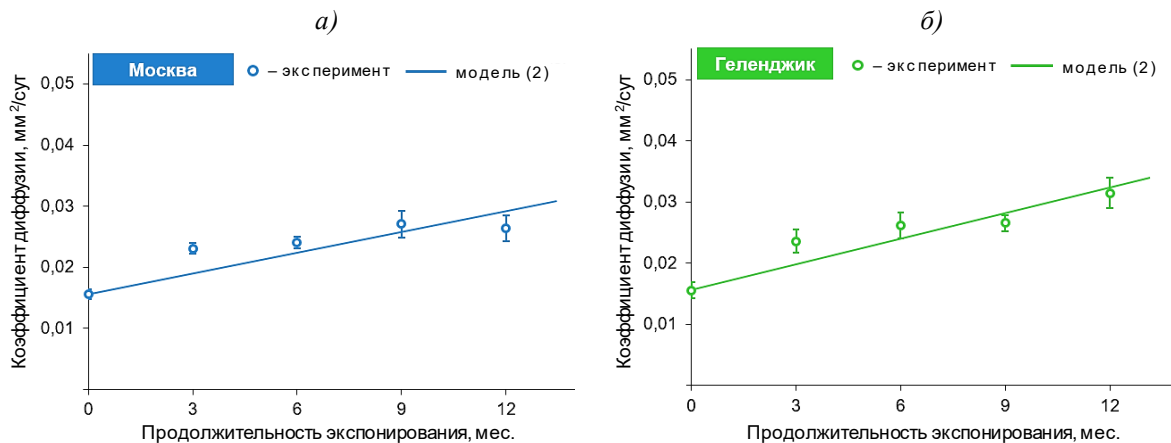


Рис. 3. Изменение коэффициента диффузии влаги на стадии увлажнения стеклопластика ВПС-53/Т-25 при натурном экспонировании в условиях умеренного (а) и умеренно теплого климата (б)

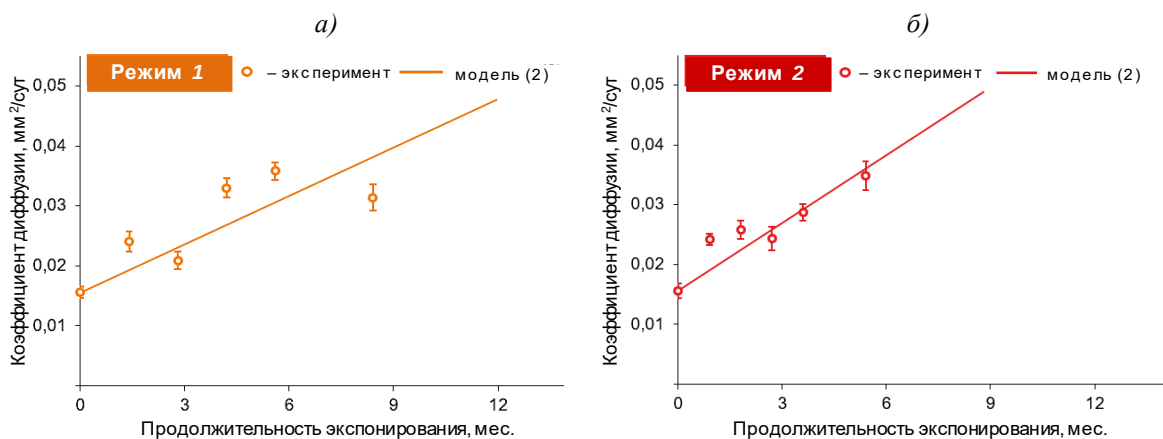


Рис. 4. Изменение коэффициента диффузии влаги на стадии увлажнения стеклопластика ВПС-53/Т-25 при ускоренных лабораторных испытаниях по режимам 1 (а) и 2 (б)

Результаты аппроксимации изменения коэффициента диффузии на стадии увлажнения приведены в табл. 3.

Скорость роста коэффициента диффузии в умеренно теплом климате на 25–30 % выше, чем в умеренном климате (0,0011 и 0,0014 ($\text{мм}^2/\text{сут}$)/мес. соответственно). При ускоренных лабораторных испытаниях этот показатель существенно увеличивается: до 0,0027 ($\text{мм}^2/\text{сут}$)/мес. при режиме 1 и до 0,0037 ($\text{мм}^2/\text{сут}$)/мес. при режиме 2.

Таблица 3

Коэффициенты модели (2)

Вид климатических испытаний	k_D , (мм ² /сут)/мес.*	RMSE, мм ² /сут**	R^2
Натурные в умеренном климате	0,0011	0,0027	0,92
Натурные в умеренно теплом климате	0,0014	0,0024	0,95
Ускоренные лабораторные по режиму 1	0,0027	0,0052	0,87
Ускоренные лабораторные по режиму 2	0,0037	0,0029	0,94
* Для всех видов испытаний $D_0 = 0,0156$ мм ² /сут.			
** RMSE – среднеквадратичная ошибка прогноза модели.			

Проведена оценка корреляционной зависимости между сроками экспонирования ($t_{\text{уск}}$) в лабораторных ускоренных климатических испытаниях (аргумент) и сроками экспонирования ($t_{\text{нат}}$) при натурных климатических испытаниях (отклик). Для этого для каждого времени экспонирования в натурных условиях определяли соответствующие сроки экспонирования в ускоренных условиях, при котором достигается одинаковое значение коэффициента диффузии (по модели (2)), рассчитывали коэффициент Пирсона (r) и строили уравнение регрессии вида (3), результаты расчетов приведены в табл. 4.

Таблица 4

Значения коэффициента ускорения k модели (3) по значениям коэффициента диффузии

Значения коэффициента ускорения k модели (2) по значениям коэффициента диффузии						
Натурные испытания	Ускоренные испытания	Тип оценки*	Коэффициент ускорения k	Коэффициент Пирсона r	RMSE, мес.	Относительная ошибка, %
Умеренный климат	Режим 1	Э	3,07	0,950	1,50	25,0
		Т	2,36	–	–	–
	Режим 2	Э	3,41	0,928	1,97	32,8
		Т	3,31	–	–	–
Умеренно теплый климат	Режим 1	Э	2,50	0,942	1,61	26,8
		Т	1,91	–	–	–
	Режим 2	Э	2,58	0,969	1,18	19,7
		Т	2,68	–	–	–
* Э – экспериментальная оценка, полученная путем интерполяции экспериментальных данных значений коэффициента диффузии влаги и регрессии через начало координат; Т – теоретическая оценка, рассчитанная как отношение коэффициентов модели (2).						

Видно, что для коэффициента диффузии влаги корреляционные зависимости между натурными и ускоренными испытаниями демонстрируют высокое совпадение связи (значения r составляют 0,928–0,969), а коэффициенты ускорения, полученные по экспериментальным данным, близки к теоретическим. Некоторое различие наблюдается только для зависимости «умеренный климат–ускоренный режим 1» (3,07 и 2,36 соответственно).

Заключения

На начальной стадии старения предел прочности при изгибе адекватно описывается линейной моделью ($R^2 > 0,9$), максимальная скорость снижения этого показателя (–36,5 МПа/мес.) достигается при режиме 2 ускоренных испытаний, а минимальная – в умеренном климате (–4,8 МПа/мес.). Коэффициент диффузии влаги при экспонировании также линейно возрастает, причем скорость роста максимальна

при режиме 2 ускоренных испытаний, а в умеренном климате минимальна (табл. 4). Для умеренно теплого климата экспериментальные коэффициенты k по изменениям предела прочности при изгибе близки к теоретическим, а для умеренного климата экспериментальные значения k существенно выше теоретических. Расчет по коэффициентам диффузии дает более стабильные корреляции. При решении прогнозных задач также следует учитывать, что корреляционные зависимости между результатами ускоренных испытаний и умеренно теплого климата наиболее надежны, поскольку при этом значения k близки к теоретическим, а среднеквадратичная ошибка прогноза модели минимальна. Полученные линейные корреляционные зависимости пригодны для прогнозирования свойств стеклопластика, но требуют учета разброса данных для повышения точности.

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

Список источников

1. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Арктическое материаловедение. Томск: Изд. дом Томск. гос. ун-та, 2018. Вып. 3. 44 с.
2. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 2. Relaxation of the initial structural nonequilibrium and through thickness gradient of properties // Russian Metallurgy (Metally). 2011. No. 10. P. 1001–1007.
3. Startsev O.V., Isupov V.V., Nikishin E.F. The Gradient of Mechanical Characteristics Across the Thickness of Composite Laminates After Exposure to a Low Earth Orbit Environment // Polymer Composites. 1998. Vol. 19. No. 1. P. 65–70.
4. Старцев О.В., Никишин Е.Ф. Старение полимерных композитных материалов в условиях открытого космоса // Механика композитных материалов. 1993. № 4. С. 457–467.
5. Siddiqui M.N., Redhwi H.H., Andrady A.L. et al. Effect of Extensive Solar Ultra-Violet Irradiation on the Durability of High-Density Polyethylene- and Polypropylene-Based Wood-Plastic Composites // Polymers. 2024. Vol. 17. No. 1. P. 74.
6. Das S.C., La Rosa A.D., Goutianos S., Grammatikos S. Effect of accelerated weathering on the performance of natural fibre reinforced recyclable polymer composites and comparison with conventional composites // Composites Part C: Open Access. 2023. Vol. 12. Art. 100378.
7. Hashim U.R., Jumahat A., Jawaid M., Dungani R., Alamery S. Effects of Accelerated Weathering on Degradation Behavior of Basalt Fiber Reinforced Polymer Nanocomposites // Polymers. 2020. Vol. 12. No. 11. Art. 2621.
8. Rogha E., Bazli M., Shakiba M. et al. UV-induced transformations and mechanical performance of 3D-printed thermoplastic CFRP, GFRP, and AFRP composites // Composites Communications. 2025. Vol. 59. Art. 102591.
9. Alam L., Piezel B., Sicot O. et al. UV accelerated aging of unidirectional flax composites: Comparative study between recycled and virgin polypropylene matrix // Polymer Degradation and Stability. 2023. Vol. 208. Art. 110268.
10. Xi X., Zhang S., Hao Z. et al. Durability assessment of vacuum-infused GFRP laminates and I-beams in marine environments // Case Studies in Construction Materials. 2025. Vol. 22. Art. e04743.
11. Hassanshahi O., Jorge M., Sena-Cruz J. et al. Durability of GFRP Composites Produced by Pultrusion under Thermal Environments // Procedia Structural Integrity. 2024. Vol. 64. P. 81–88.
12. Wang J., Karimi S., Zeinalzad P. et al. Using machine learning and experimental study to correlate and predict accelerated aging with natural aging of GFRP composites in hygrothermal conditions // Construction and Building Materials. 2024. Vol. 444. Art. 137576.
13. Fan J., Zhang Q., Chen X., He Y. Interlaminar Shear Strength Change and Storage Life Prediction of Carbon Fiber/Epoxy Composites with Hygrothermal Accelerated Aging // Polymers. 2024. Vol. 16. No. 8. Art. 1109.

14. Fourari A., Chakkour M., Ould Moussa M., Khay I., Ben Zineb T. A Comprehensive Review on Thermal and Hygro/Hydrothermal Aging of Plant Fiber Composites: Properties, Degradation Mechanisms, and Service Life Prediction // *Polymer Composites*. 2025. Vol. 46. No. 16. P. 14576–14620.
15. Железина Г.Ф., Кулагина Г.С., Сидорина А.И., Соловьева Н.А. Усталость конструкционных органопластиков // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). С. 89–100. URL: <https://journal.viam.ru> (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-89-100.
16. 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: <https://journal.viam.ru> (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
17. Ерофеев В.Т., Смирнов И.В., Воронов П.В., Афонин В.В., Каблов Е.Н., Старцев О.В., Старцев В.О., Медведев И.М. Исследование стойкости полимерных покрытий в условиях воздействия климатических факторов черноморского побережья // *Фундаментальные исследования*. 2016. № 11. С. 911–924.
18. Старцев В.О., Низина Т.А. Прогнозирование климатического старения эпоксидных полимеров по изменению цветовых показателей // *Труды ВИАМ*. 2015. № 12. С. 80–85. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-10-10.
19. Старцев В.О., Фролов А.С. Влияние климатического воздействия на цветовые характеристики лакокрасочных покрытий // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2015. № 3. С. 16–18.
20. Shahid A.T., Garrido M., Correia J.R. Durability under natural outdoor weathering of sustainable composites developed with bio-based unsaturated polyester and epoxy resins reinforced with glass, basalt, and carbon fibres // *Construction and Building Materials*. 2025. Vol. 505. P. 144651.
21. Haider I., Khan M.A., Aziz S. et al. Exploring the Weathering and Accelerated Environmental Aging of Wave-Transparent Reinforced Composites // *Polymers*. 2025. Vol. 17. No. 3. P. 357.
22. Startsev O.V., Veligodsky I.M., Medvedev I.M., Gladkikh A.V., Gorbovets M.A. Measurement of Strength and Fracture Load of Weathered Samples of Polymer Composite Materials // *Polymer Science. Series D*. 2024. Vol. 17. No. 2. P. 302–310.
23. Aging Effects on Natural Fiber-Reinforced Polymer Composites / eds. C. Muthukumar, S. Krishnasamy, S.M.K. Thiagamani, S. Siengchin. Singapore: Springer Nature Singapore, 2022. 350 p.
24. Hao Z.-H., Zeng J.-J., Chen G.-M. et al. Durability of FRP-to-concrete bonded joints subjected to 110 months accelerated laboratory and field exposure // *Engineering Structures*. 2024. Vol. 305. P. 117681.
25. Lebedev M.P., Startsev O.V., Kychkin A.K. The effects of aggressive environments on the mechanical properties of basalt plastics // *Heliyon*. 2020. Vol. 6. No. 3. P. e03481.
26. Коваль Т.В., Велигодский И.М., Громова А.А. Исследование пластифицирующего влияния влаги на свойства ПКМ на основе эпоксидного связующего ВСЭ-34 после 5 лет экспозиции в различных климатических зонах // *Труды ВИАМ*. 2021. № 9 (103). С. 105–116. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-105-116.
27. Старцев В.О., Молоков М.В., Постнов В.И., Старостина И.В. Оценка влияния климатического воздействия на свойства стеклопластика ВПС-53К // *Известия Самарского научного центра Российской Академии наук*. 2017. Т. 19. № 4 (2). С. 220–228.
28. 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.
29. 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://journal.viam.ru> (дата обращения: 10.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-161-178.

30. Старцев В.О., Панин С.В., Старцев О.В. Сорбция и диффузия влаги в полимерных композитных материалах с ударными повреждениями // *Механика композитных материалов*. 2015. Т. 51. № 6. С. 1081–1094.
31. Filistovich D.V., Startsev O.V., Kuznetsov A.A. et al. Effect of moisture on the anisotropy of the dynamic shear modulus of glass-reinforced plastics // *Doklady Physics*. 2003. Vol. 48. No. 6. P. 306–308.
32. Старцев О.В., Кротов А.С., Сенаторова О.Г. и др. Сорбция и диффузия влаги в слоистых металлополимерных композиционных материалах типа «СИАЛ» // *Материаловедение*. 2011. № 12. С. 38–44.
33. Kablov E.N., Startsev O.V., Panin S.V. Moisture transfer in carbon-fiber-reinforced plastic with degraded surface // *Doklady Physical Chemistry*. 2015. Vol. 461. No. 2. P. 80–83.
34. Startsev O.V., Makhonkov A.Y., Erofeev V., Gudojnikov S. Impact of moisture content on dynamic mechanical properties and transition temperatures of wood // *Wood Material Science and Engineering*. 2017. Vol. 12. No. 1. P. 55–62.
35. Карслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. М.: Наука, 1964. 488 p.
36. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 600 с.
37. Crank J. The mathematics of diffusion. Second ed. Oxford: Clarendon press, 1975. 414 p.

References

1. Buznik V.M., Kablov E.N. *Arctic materials science*. Tomsk: Publ. house. house Tomsk. State Univ., 2018, is. 3, 44 p.
2. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 2. Relaxation of the initial structural nonequilibrium and through thickness gradient of properties. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2011, no. 10, pp. 1001–1007.
3. Startsev O.V., Isupov V.V., Nikishin E.F. The Gradient of Mechanical Characteristics Across the Thickness of Composite Laminates After Exposure to a Low Earth Orbit Environment. *Polymer Composites*, 1998, vol. 19, no. 1, pp. 65–70.
4. Startsev O.V., Nikishin E.F. Aging of polymer composite materials in outer space. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 1993, no. 4, pp. 457–467.
5. Siddiqui M.N., Redhwi H.H., Andrady A.L. et al. Effect of Extensive Solar Ultra-Violet Irradiation on the Durability of High-Density Polyethylene- and Polypropylene-Based Wood–Plastic Composites. *Polymers*, 2024, vol. 17, no. 1, pp. 74.
6. Das S.C., La Rosa A.D., Goutianos S., Grammatikos S. Effect of accelerated weathering on the performance of natural fibre reinforced recyclable polymer composites and comparison with conventional composites. *Composites Part C: Open Access*, 2023, vol. 12, art. 100378.
7. Hashim U.R., Jumahat A., Jawaid M., Dungan R., Alamery S. Effects of Accelerated Weathering on Degradation Behavior of Basalt Fiber Reinforced Polymer Nanocomposites. *Polymers*, 2020, vol. 12, no. 11, art. 2621.
8. Rogha E., Bazli M., Shakiba M. et al. UV-induced transformations and mechanical performance of 3D-printed thermoplastic CFRP, GFRP, and AFRP composites. *Composites Communications*, 2025, vol. 59, art. 102591.
9. Alam L., Piezel B., Sicot O. et al. UV accelerated aging of unidirectional flax composites: Comparative study between recycled and virgin polypropylene matrix. *Polymer Degradation and Stability*, 2023, vol. 208, art. 110268.
10. Xi X., Zhang S., Hao Z. et al. Durability assessment of vacuum-infused GFRP laminates and I-beams in marine environments. *Case Studies in Construction Materials*, 2025, vol. 22, art. e04743.
11. Hassanshahi O., Jorge M., Sena-Cruz J. et al. Durability of GFRP Composites Produced by Pultrusion under Thermal Environments. *Procedia Structural Integrity*, 2024, vol. 64, pp. 81–88.
12. Wang J., Karimi S., Zeinalzad P. et al. Using machine learning and experimental study to correlate and predict accelerated aging with natural aging of GFRP composites in hygrothermal conditions. *Construction and Building Materials*, 2024, vol. 444, art. 137576.

13. Fan J., Zhang Q., Chen X., He Y. Interlaminar Shear Strength Change and Storage Life Prediction of Carbon Fiber/Epoxy Composites with Hygrothermal Accelerated Aging. *Polymers*, 2024, vol. 16, no. 8, art. 1109.
14. Fourari A., Chakkour M., Ould Moussa M., Khay I., Ben Zineb T. A Comprehensive Review on Thermal and Hygro/Hydrothermal Aging of Plant Fiber Composites: Properties, Degradation Mechanisms, and Service Life Prediction. *Polymer Composites*, 2025, vol. 46, no. 16, pp. 14576–14620.
15. Zhelezina G.F., Kulagina G.S., Sidorina A.I., Soloveva N.A. Fatigue of constructional organoplastics. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 1, pp. 89–100. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-89-100.
16. 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: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
17. Erofeev V.T., Smirnov I.V., Voronov P.V., Afonin V.V., Kablov E.N., Startsev O.V., Startsev V.O., Medvedev I.M. Study of the durability of polymer coatings under the influence of climatic factors of the Black Sea coast. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2016, no. 11, pp. 911–924.
18. Startsev V.O., Nizina T.A. The modeling of epoxy polymers weathering by the color characteristics measurements. *Trudy VIAM*, 2015, no. 12, pp. 80–85. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-10-10.
19. Startsev V.O., Frolov A.S. Influence of climatic influence on the color characteristics of paint and varnish coatings. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2015, no. 3, pp. 16–18.
20. Shahid A.T., Garrido M., Correia J.R. Durability under natural outdoor weathering of sustainable composites developed with bio-based unsaturated polyester and epoxy resins reinforced with glass, basalt, and carbon fibres. *Construction and Building Materials*, 2025, vol. 505, p. 144651.
21. Haider I., Khan M.A., Aziz S. et al. Exploring the Weathering and Accelerated Environmental Aging of Wave-Transparent Reinforced Composites. *Polymers*, 2025, vol. 17, no. 3, p. 357.
22. Startsev O.V., Veligodsky I.M., Medvedev I.M., Gladkikh A.V., Gorbovets M.A. Measurement of Strength and Fracture Load of Weathered Samples of Polymer Composite Materials. *Polymer Science. Series D*, 2024, vol. 17, no. 2, pp. 302–310.
23. *Aging Effects on Natural Fiber-Reinforced Polymer Composites*. Eds. C. Muthukumar, S. Krishnasamy, S.M.K. Thiagamani, S. Siengchin. Singapore: Springer Nature Singapore, 2022. 350 p.
24. Hao Z.-H., Zeng J.-J., Chen G.-M. et al. Durability of FRP-to-concrete bonded joints subjected to 110 months accelerated laboratory and field exposure. *Engineering Structures*, 2024, vol. 305, p. 117681.
25. Lebedev M.P., Startsev O.V., Kychkin A.K. The effects of aggressive environments on the mechanical properties of basalt plastics. *Heliyon*, 2020, vol. 6, no. 3, p. e03481.
26. Koval T.V., Veligodsky I.M., Gromova A.A. Study of the plasticizing effect of moisture on the properties of VSE-34 binder based PCMS after 5 years exposure in the different climate zones. *Trudy VIAM*, 2021, no. 9 (103), pp. 105–116. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-105-116.
27. Startsev V.O., Molokov M.V., Postnov V.I., Starostina I.V. Assessment of the influence of climatic exposure on the properties of fiberglass VPS-53K. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy Akademii nauk*, 2017, vol. 19, no. 4 (2), pp. 220–228.
28. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Corrosive aggressiveness of the coastal atmosphere. Part 2. New approaches to assessing the corrosivity of coastal atmospheres. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 1, pp. 1–15.
29. 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: April 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-161-178.

30. Startsev V.O., Panin S.V., Startsev O.V. Sorption and diffusion of moisture in polymer composite materials with impact damage. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 2015, vol. 51, no. 6, pp. 1081–1094.
31. Filistovich D.V., Startsev O.V., Kuznetsov A.A. et al. Effect of moisture on the anisotropy of the dynamic shear modulus of glass-reinforced plastics. *Doklady Physics*, 2003, vol. 48, no. 6, pp. 306–308.
32. Startsev O.V., Krotov A.S., Senatorova O.G. et al. Sorption and diffusion of moisture in layered metal-polymer composite materials of the SIAL type. *Materialovedenie*, 2011, no. 12, pp. 38–44.
33. Kablov E.N., Startsev O.V., Panin S.V. Moisture transfer in carbon-fiber-reinforced plastic with degraded surface. *Doklady Physical Chemistry*, 2015, vol. 461, no. 2, pp. 80–83.
34. Startsev O.V., Makhonkov A.Y., Erofeev V., Gudojnikov S. Impact of moisture content on dynamic mechanical properties and transition temperatures of wood. *Wood Material Science and Engineering*, 2017, vol. 12, no. 1, pp. 55–62.
35. Carslaw G., Eger D. *Thermal Conductivity of Solids*. Moscow: Nauka, 1964, 488 p.
36. Lykov A.V. *Theory of Thermal Conductivity*. Moscow: Vysshaya Shkola, 1967, 600 p.
37. Crank J. *The mathematics of diffusion*. Second ed. Oxford: Clarendon press, 1975, 414 p.

Информация об авторах

Старцев Валерий Олегович, начальник лаборатории, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Нечаев Александр Андреевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Valeriy O. Startsev, Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksandr A. Nechaev, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.05.2026.
The article was submitted 12.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 13.05.2026.

Обзорная статья

УДК 620.193.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-208-220

СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ МИКОЛОГИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ В РОССИИ В ОБЛАСТИ ПРОБЛЕМЫ БИОПОВРЕЖДЕНИЙ (обзор)

А.А. Кривушина¹, Д.Н. Мосунова¹, Ю.С. Горяшник¹, Т.В. Яковенко¹

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

Аннотация. Представлен обзор основных направлений микологических исследовательских работ по теме биоповреждений, проведенных в России за последние годы. К ключевым направлениям относятся изучение биоразнообразия и видового состава микромицетов-деструкторов, влияния их деятельности на материалы, изделия и конструкции; исследование грибных метаболитов и физиологических свойств микромицетов-деструкторов; оценка грибостойкости материалов и эффективности фунгицидных препаратов; подбор средств защиты от микробиологических повреждений.

Ключевые слова: биоповреждения, биоразнообразие, биоциды, грибостойкость, микология, микроорганизмы-деструкторы, микробиологическая стойкость, микробиологические повреждения, ферменты грибов, фунгициды

Для цитирования: Кривушина А.А., Мосунова Д.Н., Горяшник Ю.С., Яковенко Т.В. Современные направления микологических исследований в России в области проблемы биоповреждений (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 208–220. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-208-220.

Review article

CONTEMPORARY DIRECTIONS OF MYCOLOGICAL RESEARCH IN RUSSIA ON THE PROBLEM OF BIODETERIORATION (review)

A.A. Krivushina¹, D.N. Mosunova¹, Yu.S. Goryashnik¹, T.V. Iakovenko¹

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

Abstract. The article provides an overview of the main areas of mycological research in Russia on biodeterioration in recent years. The main areas include research on the biodiversity and species composition of microfungi-destructors, the impact of their activities on materials, products, and structures; research on fungal metabolites and other physiological properties of microfungi-destructors; research on the fungal resistance of materials and the effectiveness of fungicidal agents, and the selection of means of protection against microbiological biodeterioration.

Keywords: biopdeterioration, biodiversity, biocides, fungal resistance, mycology, destructive microorganisms, microbiological resistance, microbiological damage, fungal enzymes, fungicides

For citation: Krivushina A.A., Mosunova D.N., Goryashnik Yu.S., Iakovenko T.V. Contemporary directions of mycological research in Russia on the problem of biodeterioration (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 208–220. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-208-220.

Введение

Проблема микробиологических повреждений различных материалов и изделий не теряет актуальности в нашей стране, о чем свидетельствуют многочисленные исследовательские работы. Биодеструкцию материалов способны вызывать различные микроорганизмы и их ассоциации. Результаты исследований подтверждают, что процессы биодеструкции материалов в значительной степени обусловлены жизнедеятельностью микроскопических грибов, или микромицетов [1]. Соответственно, для понимания особенностей биодеструкции и подбора эффективных средств защиты необходимо комплексное изучение всех этапов процесса, включая биологические особенности самих микроорганизмов; химические реакции, проходящие в материале и на его поверхности; изменения свойств материалов под воздействием микроорганизмов с точки зрения материаловедения и др. [2–4].

Цель данного обзора – анализ основных направлений микологических исследовательских работ по теме биоповреждений, проведенных в России за последние годы.

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

Изучение биоразнообразия микромицетов-деструкторов и влияния их деятельности на материалы, изделия и конструкции

Большое количество научных работ посвящено изучению биологического разнообразия, численности и видового состава микромицетов, контаминирующих различные материалы, изделия и конструкции. Можно выделить ряд видов, штаммы которых наиболее часто выделяют с поверхности материалов и изделий. В основном это несовершенные стадии аскомицетов, такие роды грибов, как *Penicillium*, *Aspergillus*, *Alternaria*, *Cladosporium*, *Trichoderma*, *Paecilomyces* и др. [1]. Но исследования биоразнообразия микромицетов-контаминантов и микромицетов-деструкторов остаются релевантными, поскольку процессы адаптации у микроорганизмов к новым субстратам происходят постоянно, в списках деструкторов материалов периодически появляются новые виды, ранее не отмеченные на субстратах антропогенного происхождения. Например, известно, что авиационное топливо заселяется ограниченным количеством видов микроскопических грибов, среди которых доминирует вид *Hormoconis resinae*. Однако в работе [5] представлен новый вид, способный к активному росту и развитию в авиационном топливе, – *Monascus floridanus*. Этот гриб по скорости роста и интенсивности накопления биомассы даже превосходит некоторые штаммы «керосинового» гриба.

Помимо выделения культивируемых форм грибов классическими методами, в последние годы широко применяются и молекулярно-генетические методы изучения ассоциаций микроорганизмов. В частности, благодаря метагеномному анализу возможно изучение видового состава некультивируемых форм микроорганизмов, в том числе микромицетов [6, 7]. Однако ряд исследователей отмечает, что следует проявлять осторожность при интерпретации данных по выявлению ДНК микроорганизмов, для окончательных выводов по влиянию микроорганизмов на процессы деструкции необходимо подтверждение результатами микроскопических исследований и выявления грибов культуральными методами [6].

Вопрос необходимости совместного применения культуральных и молекулярно-генетических подходов при изучении видового состава микроорганизмов на поверхности изделий неоднократно поднимался в ряде работ. Так, в работах [7, 8] изучены сообщества микроскопических грибов, заселяющих каменные памятники в Санкт-Петербурге. Доминирующим видом по частоте встречаемости и обилию по данным классических

культуральных методов выделения является вид *Aureobasidium pullulans*, по данным метагеномного анализа – вид *Knufia karalitana*. В работе [9] изучен видовой состав микромицетов, контаминирующих образцы оргстекло с покрытием из полисилоксанов после экспозиции в условиях тропического климата. Наиболее часто выявляют представителей родов *Aspergillus*, *Penicillium*, *Fusarium*, *Alternaria*, доминирующими видами являются *Aspergillus niger*, *Penicillium chrysogenum* и *Aspergillus puulaauensis*. Выделение микромицетов проводили классическими культуральными методами, идентификацию – с применением молекулярно-генетических методов.

Большое количество работ посвящено изучению разнообразия микроскопических грибов, заселяющих жилые помещения, библиотеки и книгохранилища. Например, в работе [10] представлены результаты исследования сообществ микромицетов, контаминирующих библиотечные документы, в 57 городах различных регионов России, выявлены 95 видов микромицетов с преобладанием представителей отдела *Ascomycota*. Изучены состав микромицетов, контаминирующих жилые помещения города Чаренцаван [11], проведена оценка микологического состояния помещений хранения документов национального архива Республики Татарстан [12]. Изучение микромицетов, контаминирующих архивные документы и средства архивного хранения [13], показало, что наиболее часто встречаются изоляты вида *Aspergillus fumigatus*. Все исследователи отмечают важность проведения постоянного микологического контроля состояния помещений.

Развитие микроорганизмов в помещениях не только пагубно сказывается на состоянии мебели, книг и документов, но также может негативно влиять на здоровье сотрудников (особенно со сниженным иммунитетом), работающих в данных помещениях. Среди факторов риска – возникновение аллергических реакций [14]. Чаще всего основной причиной активного развития микроскопических грибов на стенах помещений являются нарушения технологий строительства, что приводит к изменениям температурно-влажностного режима, и применение негрибостойких материалов [11].

Исследователи отмечают, что микробиологические повреждения в помещениях вызваны в большинстве случаев не отдельными видами грибов, а ассоциациями микроорганизмов [11]. Соответственно, изучение состава таких ассоциаций представляет особую значимость для понимания процессов колонизации материалов биодеструкторами, дальнейшего прогнозирования и поиска решений проблемы.

Отдельного внимания заслуживает проблема биоповреждения картин и других произведений искусства. Большое количество исследований посвящено изучению видового состава микромицетов-деструкторов, заселяющих данные субстраты. Картины часто содержат компоненты, являющиеся источником питания для микроскопических грибов, поэтому микробиологические повреждения произведений искусства распространены. С использованием классических культуральных методов и метагеномного секвенирования авторы работы [15] выявили штаммы микромицетов-деструкторов, поражающих в Государственной Третьяковской галерее картины, написанные темперой. В работе [6] исследован видовой состав микроорганизмов, в том числе микроскопических грибов, контаминирующих произведения искусства в экспозиции Государственной Третьяковской галереи, с помощью различных методов: культуральных, молекулярно-генетических, биOLUMИнесцентных и др. Среди культивируемых форм наиболее часто выявляли представителей родов *Aspergillus*, *Cladosporium* и *Ulocladium*.

Исследовано видовое разнообразие микромицетов на минеральных строительных материалах в интерьерах памятников культурного наследия [16]. Отмечено, что видовой состав микрофлоры на минеральных строительных материалах своеобразен, поскольку штукатурка и белый камень (известняк) характеризуются недостатком

легкодоступных органических веществ, большим количеством минеральных солей, а также низкой кислотностью (рН среды колеблется от слабокислых до щелочных значений). Виды родов *Aspergillus* и *Penicillium*, которые часто преобладают на других субстратах, в данных условиях встречаются реже, из доминирующих видов отмечены представители родов *Acremonium*, *Lecanicillium*, *Parengyodontium*, *Purpureocilium*, *Sarocladium*. В работе [7] с поверхности памятников из мрамора и гранита в Санкт-Петербурге культуральными методами выделены темноокрашенные микромицеты родов *Alternaria*, *Cladosporium*, *Coniosporium*, *Phoma*, доминировал вид *Aureobasidium pullulans*. С помощью метагеномного анализа также удалось выявить большое количество базидиомицетов, которые не выделяются классическими культуральными методами. Кроме того, субстратом для биодеструкторов, развивающихся на поверхности памятников, зданий и других сооружений на открытом воздухе, служит не только сам материал поверхности, но и различные наслоения в виде внешних загрязнений, растительного опада, атмосферных осадков. В результате создается специфическая экологическая ниша для грибов, поскольку наличие дополнительных источников питания способствует их активному росту и развитию [7, 8].

Исследования грибных метаболитов и физиологических свойств микромицетов-деструкторов

Микромицеты-деструкторы обладают рядом физиологических свойств, позволивших им занять специфическую экологическую нишу и приспособиться к использованию компонентов материалов в качестве источника питания [1, 5]. В частности, это возможно благодаря широкому спектру синтезируемых ими ферментов. Соответственно, подобные штаммы микромицетов представляют большой интерес для исследований, связанных с выделением синтезируемых высокоактивных ферментов, кислот и других метаболитов [17–20]. Например, в работе [21] изучены экстрацеллюлярные ферменты 20 культур микромицетов-деструкторов, поражающих материалы в условиях тропического климата. Показано, что 19 штаммам присуща каталазная активность, 18 – фенолоксидазная, 8 – протеазная. В работе [22] исследован метаболитный профиль биодеструктора *Lecanicillium gracile*, выделенного со штукатурки и белого камня в помещениях памятников культурного наследия России. Отмечены биохимические особенности вида, которые способствуют его успешному развитию на каменистых субстратах.

Среди микромицетов-деструкторов часто можно встретить грибы, которые в природе являются сапротрофами и/или фитопатогенами. Фитопатогенным видам грибов для разрушения клеточной стенки и проникновения в растение необходим определенный комплекс ферментов, т. е. они могут обладать потенциалом для разложения широкого спектра сложных соединений, в том числе ароматических. Так, в работе [23] изучены ферменты, синтезируемые фитопатогеном *Microdochium nivale*. Отмечены высокая активность ферментов лигнолитического комплекса и способность к биodeградации фенольных соединений у штаммов данного вида. Подобные культуры можно применять для промышленной биоконверсии лигноцеллюлозы и устойчивых продуктов фармацевтических производств, а также для биоремедиации.

Еще один яркий и интересный пример использования физиологических свойств грибов-биодеструкторов представлен в работе [15]: культуры грибов, выделенные в Государственной Третьяковской галерее с картин, написанных темперой, предложено применять в качестве биотрансформаторов стероидов. Поскольку основу пигментных красок для темперной живописи составляет желток куриного яйца, содержащий большое количество холестерина, а в составе лаков имеется высокое содержание разнообразных

тритерпеноидов, то культуры грибов-деструкторов данных картин предположительно должны обладать способностью к деструкции этих соединений. Показано, что выделенные микромицеты действительно обладают стероид-трансформирующей активностью и могут применяться в промышленных масштабах для биотехнологического скрининга.

Помимо ферментов, интерес для исследователей представляют кислоты, синтезируемые микромицетами. Микромицеты-деструкторы также обладают широкими возможностями для синтеза большого количества кислот, являющихся катализаторами расщепления сложных веществ до более простых соединений. В работе [9] изучен спектр органических кислот, продуцируемых видами *Aspergillus niger*, *Penicillium chrysogenum* и *Aspergillus puulaauensis*, выделенными с образцов оргстекла с покрытием из полисилоксанов после экспозиции в условиях тропического климата. Для этих целей использован метод газовой хроматографии. Штамм вида *Aspergillus puulaauensis* синтезировал большое количество щавелевой кислоты, вида *Aspergillus niger* – яблочной и лимонной кислот, у обоих штаммов также выявлен синтез молочной кислоты. Отмечено, что влияние органических кислот в процессах биоповреждений изученных покрытий подтверждается доминированием штаммов вида *Aspergillus niger*, который является активным продуцентом органических кислот.

Все чаще можно встретить работы о перспективах применения культур микроскопических грибов для создания технологии биоремедиации и переработки отходов. В основном для этих целей применяют бактериальные культуры, однако штаммы микроскопических грибов являются перспективными для реализации этого направления [24]. Так, в работе [25] рассмотрены перспективы применения штамма вида *Aspergillus niger* для процессов биоремедиации почвы и воды, загрязненных нефтью. Кроме того, перспективно применение микромицетов для детоксикации металлов. Изучены штаммы видов *Penicillium chrysogenum* и *Aspergillus niger*, обладающие способностью к детоксикации цинка путем синтеза двухводного оксалата цинка и щавелевой кислоты [26]. В работе [27] изучена способность штамма вида *Penicillium verrucosum* разрушать микроцистин-LR в основном за счет процессов биодеструкции, в меньшей степени – за счет сорбции соединения на клеточном уровне. Предложено применение данного штамма для биоремедиации водных объектов, загрязненных микроцистинами. В исследовании [28] изучена способность почвенных микромицетов к биодеградации длинноцепочечных алкилфенолов, в частности выделен наиболее активный штамм вида *Fusarium solani*, вызывающий биодеградацию алкилфенолов в условиях как кометаболизма, так и отсутствия дополнительных источников углерода. Исследованные культуры предложено применять для создания технологии биоремедиации почв и воды, загрязненных гормоноподобными ксенобиотиками.

Для роста и развития микромицетов, в том числе вызывающих микробиологические повреждения, большое значение имеют внешние условия, поэтому изучение условий культивирования является отдельным направлением исследований. Так, в работе [29] изучено влияние питательных сред различного состава, температуры и ультрафиолетового излучения на рост и развитие гриба *Serpula lacrymans*, вызывающего биоповреждения древесины. Авторы работы [13] провели сравнительное исследование активности спорообразования штаммов вида *Aspergillus fumigatus*, выделенных из пылевидных налетов на архивных документах и стеллажах в хранилищах. Для этих исследований применяли питательные среды различного состава, в частности с разными источниками углерода и показателями активности воды, поскольку для ксерофильных сообществ в книгохранилищах этот показатель имеет большое значение.

Ряд исследовательских работ направлен на поиск новых механизмов подавления роста и развития биодеструкторов, т. е. новых средств защиты от микробиологических повреждений материалов, вызываемых грибами. Так, в работе [30] исследовано влияние субмикронных частиц оксидов тяжелых металлов с фотокаталитической активностью на состав органических кислот в среде культивирования микромицетов-деструкторов видов *Aspergillus niger*, *Chaetomium globosum* и *Penicillium chrysogenum*. Отмечено, что изученные соединения способны ингибировать процессы кислотообразования у штаммов микромицетов-деструкторов и их можно использовать в качестве средства защиты материалов от микробиологических повреждений.

Изучение грибостойкости материалов и эффективности фунгицидных препаратов, подбор средств защиты от микробиологических повреждений

Существуют различные методики проведения испытания материалов и изделий на грибостойкость, регламентированные российскими и международными стандартами. Основная суть подобных испытаний сводится к обработке исследуемых образцов суспензией спор заранее выращенных культур микромицетов-деструкторов и их выдержке при повышенных влажности и температуре [1]. После экспозиции проводится оценка грибостойкости по степени обрастания поверхности и изменению характерных для материала показателей. Например, в работе [31] изучены грибостойкость и фунгистатические свойства малощелочного галлиевогерманосиликатного стекла и стеклокерамики на его основе, поскольку известно, что ионы галлия способны угнетать рост грибов. Отмечено, что исследованные материалы не обладают фунгистатическими свойствами, однако являются грибостойкими.

Наиболее часто такие испытания проводятся в воздушной среде, однако ряд стандартов регламентирует испытания в почвенной среде. Так, в работе [32] изучены процессы биодеструкции полимерных волокнистых материалов двумя способами: почвенные тесты и испытания грибостойкости в воздушной среде. Для проведения почвенных тестов образцы полимеров помещали в восстановленный почвогрунт, регулярно поливали его и замеряли влажность, по истечении срока эксперимента проводили оценку биодеструкции поверхности методами оптической микроскопии.

Помимо изучения стойкости материалов к воздействию микроскопических грибов, существует ряд методик, позволяющих исследовать наличие у материала фунгицидных свойств, т. е. способности самого материала подавлять рост и развитие микромицетов [1, 33]. Добиться такого эффекта можно с помощью модификации полимера либо введения в его состав компонента, обладающего фунгицидными свойствами. Так, в работе [34] изучена эффективность ряда фунгицидных препаратов, включенных в биоразрушаемую полимерную основу. Препараты применяются для защиты от грибных болезней зерновых и овощных культур, фунгициды воздействуют за счет постепенного выхода активных веществ в почву и поддержания их эффективной концентрации в определенной области.

Подбор биоцидных препаратов и исследование их эффективности – одна из наиболее важных задач в области биоповреждений. Соответственно, проведено много научно-исследовательских работ, посвященных поиску новых препаратов и соединений, подавляющих рост и развитие микроорганизмов-деструкторов. Так, в работе [35] исследованы состав микобиоты, вызывающей микробиологические повреждения строительных материалов в зданиях, и действие биоцидных препаратов на выделенные штаммы микроскопических грибов. Установлено, что из-за меняющегося состава микроорганизмов, инициирующих микробиологические повреждения строительных материалов, в каждой конкретной ситуации обработка препаратами с биоцидным эффектом должна быть специфичной.

В работе [21] исследована степень воздействия ряда промышленных биоцидов на активность экстрацеллюлярных ферментов микромицетов-деструкторов, поражающих материалы в условиях тропического климата. Показано, что исследованные препараты в большей степени подавляют внеклеточную каталазу, данный эффект наблюдали практически у всех культур. Меньшее снижение активности отмечено для таких ферментов, как фенолоксидаза и протеаза. Отмечено, что в некоторых случаях под воздействием биоцидных препаратов происходит обратная реакция, а именно увеличение активности внеклеточных ферментов. В работе [30] показана возможность применения оксидов тяжелых металлов WO_3 , $CsTeMoO_6$ и $RbTe_{1,5}W_{0,5}O_6$ с фотокаталитической активностью в качестве компонентов, подавляющих кислотообразование у штаммов микромицетов-деструкторов видов *Aspergillus niger*, *Chaetomium globosum* и *Penicillium chrysogenum*.

Как указано ранее, отдельную проблему составляют биоповреждения картин, произведений искусства и объектов культурного наследия, поскольку для устранения самой проблемы и их дальнейшей защиты приходится подбирать нестандартные методы борьбы. Исследователи отмечают, что от некоторых биоцидных препаратов пришлось отказаться ввиду их влияния на декоративные свойства красок и покрытий, а в ряде случаев из-за токсичности по отношению к человеку. Поэтому важной задачей является подбор не только эффективных, но и безопасных для человека биоцидных препаратов. В работе [36] изучены фунгицидные свойства низкомолекулярных хитозанов для защиты объектов изобразительного искусства от воздействия микромицетов-деструкторов. Показано, что хитозан, выделенный из личинок мухи *Hermetia illucens*, перспективен для применения в качестве средства защиты объектов изобразительного искусства. В работе [15] представлены антисептики, которые подавляют рост микромицетов-деструкторов, поражающих в Государственной Третьяковской галерее картины, написанные темперой.

В исследованиях, касающихся эффективности применения биоцидных и фунгицидных препаратов, рассматривается проблема возникновения резистентности, или устойчивости, микроорганизмов к химическим соединениям. Это касается не только области биоповреждений, но и других сфер, где применяются биоциды. Для борьбы с этой проблемой важны исследования генетических механизмов возникновения резистентности, структуры популяций микроорганизмов, экологических особенностей обитания и мониторинговые исследования в разных странах [37].

Заключения

Анализ данных микологических исследований по теме биоповреждений показал актуальность данной проблемы в нашей стране. Отмечено, что в процессах биодеструкции материалов участвуют микроскопические грибы, которые обладают широкими адаптивными способностями к изменениям внешней среды. Большое количество работ посвящено изучению биоразнообразия микромицетов-деструкторов, поскольку процессы адаптации происходят постоянно. В списках деструкторов материалов периодически появляются новые виды, ранее не отмеченные на субстратах антропогенного происхождения. Кроме того, физиологические свойства микромицетов-деструкторов позволяют им приспособиться к использованию компонентов материалов в качестве источника питания. Большой интерес представляют исследования, связанные с выделением высокоактивных ферментов, кислот и других метаболитов, синтезируемых подобными штаммами. Одной из наиболее важных задач в области предотвращения биоповреждений являются подбор биоцидных препаратов и исследование их

эффективности. Проводятся научно-исследовательские работы, посвященные поиску новых препаратов и соединений, подавляющих рост и развитие микроорганизмов-деструкторов. Особое внимание уделяется проблеме резистентности микроорганизмов к химическим соединениям. В этом контексте актуальны исследования генетических механизмов возникновения устойчивости, мониторинговые исследования в разных странах и др.

Список источников

1. Лаптев А.Б., Полтаруха О.П., Кривушина А.А., Старцев В.О., Антипов В.В. Биоповреждение полимеров: учеб. пособие. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2024. 456 с.
2. 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: 20.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
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: 29.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-61-71.
4. 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: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
5. Krivushina A.A., Bobyrev T.V., Mokeeva V.L. Growth Ability of «Kerosene Fungus» *Amorphotheca resinae* Strains Isolated from Different Habitats in Aviation Fuel // Biology Bulletin Reviews. 2023. Vol. 1. No. 1. P. 93–98. DOI: 10.1134/S2079086423070095.
6. Ребрикова Н.Л. Исследование произведений искусства, поврежденных или предположительно поврежденных микроскопическими грибами, разными методами: культуральными, молекулярно-генетическими, биоллюминесцентным. Новые данные // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 358–359.
7. Сазанова К.В., Зеленская М.С., Бобир С.Ю., Шаварда А.Л., Власов Д.Ю. Грибы в поверхностных наслоениях на памятниках из камня в Санкт-Петербурге // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 360.
8. Sazanov K.V., Zelenskaya M.S., Pavlov O.A., Vlasov D.Y. The Peculiarities of the Mycobiota Formation on the Saint Petersburg Stone Monuments Based on Metagenomics and Cultural Data // Микология и фитопатология. 2023. Т. 57. № 5. С. 321–331. DOI: 10.31857/S0026364823050070.
9. Яковлева Г., Данилаев М., Ли Х.К., Курди У., Ильинская О. Микромицеты – деструкторы полисилоксанов // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 369.
10. Popikhina E.A., Terova E.S., Velikova T.D., Khazova S.S. Mycobiota of the Library's Books in Russia // Микология и фитопатология. 2023. Т. 57. № 4. С. 267–280. DOI: 10.31857/S0026364823040098.
11. Элоян И.М., Погосян А.В., Адамян Р.Г., Нанагюлян С.Г. Биодеструктивная деятельность микромицетов жилых помещений города Чаренцаван (Республика Армения) // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 343.

12. Надеева Г.В., Ионова Н.Э. Оценка микологического состояния помещений хранения документов национального архива Республики Татарстан // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 351–352.
13. Тригубович А.М., Гончарова И.А. Микологический анализ пылевидных налетов на архивных документах и средствах архивного хранения // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 363–365.
14. Москалев А.В. Грибы-биодеструкторы различных материалов // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 350.
15. Жгун А.А., Потапов М.П., Авданина Д.А. и др. Биотрансформация стероидов грибами-деструкторами темперной живописи, изолированными в Государственной Третьяковской галерее // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 370.
16. Понизовская В.Б., Антропова А.Б., Биланенко Е.Н. и др. Микромицеты штукатурки и белого камня в интерьерах памятников культуры // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 354–356.
17. Никитин Д.А., Садыкова В.С., Куварина А.Е. и др. Ферментативная и антимикробная активность полярных штаммов почвенных микроскопических грибов // Микология и фитопатология. 2021. Т. 55. № 1. С. 36–50. DOI: 10.31857/S0026364821010086.
18. Кононенко Г.П., Пирязева Е.А., Зотова Е.В., Буркин А.А. Хемо- и фенотипы потенциально токсигенного гриба *Aspergillus flavus* // Микология и фитопатология. 2022. Т. 56. № 4. С. 276–282. DOI: 10.31857/S0026364822040055.
19. Lavrenova V.N., Osmolovskiy A.A. *Aspergillus tabacinus* as a producer of antithrombotic proteases // Микология и фитопатология. 2024. Т. 58. № 1. С. 19–26. DOI: 10.31857/S0026364824010022.
20. Osmolovskiy A.A., Klyagin S.D., Vashkevich T.V. et al. Fibrin- and fibrinogenolytic effect of extracellular proteinases of microfungi *Aspergillus alliaceus* 7dN1 and *A. terreus* 2 // Микология и фитопатология. 2023. Т. 57. № 4. С. 298–300. DOI: 10.31857/S0026364823040086.
21. Карпов В.А., Смирнов В.Ф., Смирнова О.Н. и др. Действие биоцидов на активность ряда экстрацеллюлярных ферментов грибов-деструкторов технических изделий, эксплуатируемых в условиях тропического климата (Вьетнам) // Микология и фитопатология. 2022. Т. 56. № 3. С. 185–193. DOI: 10.31857/S0026364822030047.
22. Sazanov K.V., Ponizovskaya V.B. Metabolites Profile of Micromycete *Lecanicillium gracile* Isolated from Limestone and Plaster // Микология и фитопатология. 2022. Т. 56. № 5. С. 357–365. DOI: 10.31857/S0026364822050099.
23. Горшков В.Ю., Мещеров А.Р., Ветчинкина Е.П. Ферменты лигнинолитического комплекса фитопатогена *Microdochium nivale* // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 366–368.
24. Миндубаев А.З., Бабынин Э.В., Минзанова С.Т. Новый объект биодеструкции: белый фосфор // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 349.
25. Mindubaev A.Z., Babynin E.V., Babaev V.M. et al. *Aspergillus niger* AM1 strain as causative agent for oil and petroleum products biodegradation // Микология и фитопатология. 2024. Т. 58. № 1. С. 27–35. DOI: 10.31857/S0026364824010037.
26. Sazanov K.V., Zelenskaya M.S., Korneev A.V., Vlasov D.Y. Extracellular Zn Detoxication by *Penicillium chrysogenum* and *Aspergillus niger* // Микология и фитопатология. 2023. Т. 57. № 6. С. 425–434. DOI: 10.31857/S0026364823060089.
27. Medvedeva N.G., Kuzikova I.L. Sorption and Biodestruction of Microcystin-LR by *Penicillium verrucosum* CP4 Strain Isolated from the Bottom Sediments of Sestroretsky Razliv Lake // Микология и фитопатология. 2023. Т. 57. № 4. С. 291–297. DOI: 10.31857/S0026364823040062.

28. Kuzikova I.L., Medvedeva N.G. Long-Chain Alkylphenols Biodegradation Potential of the Soil Ascomycota // Микология и фитопатология. 2023. Т. 57. № 1. С. 33–41. DOI: 10.31857/S0026364823010087.
29. Полянская А.С., Пучкова Т.А. Влияние условий культивирования на рост мицелия гриба *Serpula lacrymans* // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 353.
30. Anikina N.A., Shirokov Y.L., Smirnova O.N. et al. The influence of submicron particles of photocatalytically active heavy metal oxides on the content of organic acids in the cultivation medium of filamentous biodestructors fungi // Микология и фитопатология. 2025. Т. 59. № 1. С. 45–54. DOI: 10.31857/S0026364825010068.
31. Иванушкина Н.Е., Голубев Н.В., Игнатъева Е.С., Голубев В.И. Стойкость к грибной коррозии Ga₂O₃-содержащего стекла и стеклокерамики на его основе // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 346.
32. Тертышная Ю.В., Годяева М.М., Попов А.А. Биодеструкция полимерных волокнистых материалов под действием плесневых грибов // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 361–362.
33. 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: 20.07.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-155-168.
34. Прудникова С.В., Стрельцова Н.В. Фунгицидные препараты, депонированные в биоразрушаемую полимерную основу, для борьбы с фитопатогенами сельскохозяйственных культур // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 357.
35. Огарков Б.Н., Буковская Н.Е., Огаркова Г.Р., Самусенок Л.В. О специфичности действия биоцидов на микроорганизмы, вызывающие биоповреждения пористых строительных материалов // Известия Иркутского государственного университета. Сер.: Биология. Экология. 2013. Т. 6. № 2. С. 144–152.
36. Ермолюк А.А., Авданина Д.А., Хайрова А.Ш. и др. Исследование фунгицидных свойств низкомолекулярного хитозана из *Hermetia illucens* для защиты объектов культурного наследия в Государственной Третьяковской галерее // Современная микология в России: материалы V Съезда микологов России. М.: Национальная академия микологии, 2022. Т. 9. С. 344–345.
37. Zubko N.G., Zeleneva Y.V., Konkova E.A. et al. Peculiarities of Emergence, Development and Genetic Mechanisms of Resistance Manifestation Towards Fungicides from the Chemical Classes of Triazoles and Strobilurins Among the Representatives of *Zymoseptoria tritici* (A Review) // Микология и фитопатология. 2024. Т. 58. № 6. С. 423–434. DOI: 10.31857/S0026364824060011.

References

1. Laptev A.B., Poltarukha O.P., Krivushina A.A., Startsev V.O., Antipov V.V. *Biodamage of polymers: textbook. allowance*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2024, 456 p.
2. 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: October 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
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 30HGSА steel with high protective capability. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), pp. 61–71. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 29, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-61-71.

4. 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: October 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
5. Krivushina A.A., Bobyрева T.V., Mokeeva V.L. Growth Ability of «Kerosene Fungus» *Amorphotheca resinae* Strains Isolated from Different Habitats in Aviation Fuel. *Biology Bulletin Reviews*, 2023, vol. 1, no. 1, pp. 93–98. DOI: 10.1134/S2079086423070095.
6. Rebrikova N.L. Study of works of art damaged or suspected of being damaged by microscopic fungi using different methods: cultural, molecular genetic, and bioluminescent. New data. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Russian Mycologists*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 358–359.
7. Sazanovа K.V., Zelenskaya M.S., Bobir S.Yu., Shavarda A.L., Vlasov D.Yu. Fungi in surface layers on stone monuments in St. Petersburg. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Russian Mycologists*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 360.
8. Sazanovа K.V., Zelenskaya M.S., Pavlov O.A., Vlasov D.Y. The Peculiarities of the Mycobiota Formation on the Saint Petersburg Stone Monuments Based on Metagenomics and Cultural Data. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2023, vol. 57, no. 5, pp. 321–331. DOI: 10.31857/S0026364823050070.
9. Yakovlevа G., Danilaev M., Li H.K., Kurdi U., Ilyinskaya O. Micromycetes – destructors of polysiloxanes. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 369.
10. Popikhina E.A., Trepova E.S., Velikova T.D., Khazova S.S. Mycobiota of the Library's Books in Russia. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2023, vol. 57, no. 4, pp. 267–280. DOI: 10.31857/S0026364823040098.
11. Eloyan I.M., Pogosyan A.V., Adamyan R.G., Nanagyulyan S.G. Biodestructive activity of micromycetes in residential premises of the city of Charentsavan (Republic of Armenia). *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 343.
12. Nadeeva G.V., Ionova N.E. Assessment of the mycological state of the document storage premises of the National Archives of the Republic of Tatarstan. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 351–352.
13. Trigubovich A.M., Goncharova I.A. Mycological analysis of dust deposits on archival documents and archival storage media. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 363–365.
14. Moskal'ev A.V. Fungi-bi destructors of various materials. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 350.
15. Zhgun A.A., Potapov M.P., Avdanina D.A. et al. Biotransformation of steroids by fungi-destructors of tempera paintings isolated in the State Tretyakov Gallery. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 370.
16. Ponizovskaya V.B., Antropova A.B., Bilanenko E.N. et al. Micromycetes of plaster and white stone in the interiors of cultural monuments. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 354–356.
17. Nikitin D.A., Sadykova V.S., Kuvarina A.E. et al. Enzymatic and antimicrobial activity of polar strains of soil microscopic fungi. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2021, vol. 55, no. 1, pp. 36–50. DOI: 10.31857/S0026364821010086.
18. Kononenko G.P., Piryazeva E.A., Zotova E.V., Burkin A.A. Chemo- and phenotypes of the potentially toxigenic fungus *Aspergillus flavus*. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2022, vol. 56, no. 4, pp. 276–282. DOI: 10.31857/S0026364822040055.

19. Lavrenova V.N., Osmolovskiy A.A. *Aspergillus tabacinus* as a producer of antithrombotic proteases. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2024, vol. 58, no. 1, pp. 19–26. DOI: 10.31857/S0026364824010022.
20. Osmolovskiy A.A., Klyagin S.D., Vashkevich T.V. et al. Fibrin- and fibrinogenolytic effect of extracellular proteinases of microfungi *Aspergillus alliaceus* 7dN1 and *A. terreus* 2. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2023, vol. 57, no. 4, pp. 298–300. DOI: 10.31857/S0026364823040086.
21. Karpov V.A., Smirnov V.F., Smirnova O.N. et al. The effect of biocides on the activity of a number of extracellular enzymes of fungi-destructors of technical products operated in tropical climates (Vietnam). *Mikologiya i fitopatologiya*, 2022, vol. 56, no. 3, pp. 185–193. DOI: 10.31857/S0026364822030047.
22. Sazanova K.V., Ponizovskaya V.B. Metabolites Profile of Micromycete *Lecanicillium gracile* Isolated from Limestone and Plaster. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2022, vol. 56, no. 5, pp. 357–365. DOI: 10.31857/S0026364822050099.
23. Gorshkov V.Yu., Meshcherov A.R., Vetchinkina E.P. Enzymes of the ligninolytic complex of the phytopathogen *Microdochium nivale*. *Modern mycology in Russia: materials of the V Congress of Russian Mycologists*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 366–368.
24. Mindubaev A.Z., Babynin E.V., Minzanova S.T. New object of biodestruction: white phosphorus. *Modern mycology in Russia: materials of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 349.
25. Mindubaev A.Z., Babynin E.V., Babaev V.M. et al. *Aspergillus niger* AM1 strain as causative agent for oil and petroleum products biodegradation. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2024, vol. 58, no. 1, pp. 27–35. DOI: 10.31857/S0026364824010037.
26. Sazanova K.V., Zelenskaya M.S., Korneev A.V., Vlasov D.Y. Extracellular Zn Detoxication by *Penicillium chrysogenum* and *Aspergillus niger*. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2023, vol. 57, no. 6, pp. 425–434. DOI: 10.31857/S0026364823060089.
27. Medvedeva N.G., Kuzikova I.L. Sorption and Biodestruction of Microcystin-LR by *Penicillium verrucosum* CP4 Strain Isolated from the Bottom Sediments of Sestroretsky Razliv Lake. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2023, vol. 57, no. 4, pp. 291–297. DOI: 10.31857/S0026364823040062.
28. Kuzikova I.L., Medvedeva N.G. Long-Chain Alkylphenols Biodegradation Potential of the Soil Ascomycota. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2023, vol. 57, no. 1, pp. 33–41. DOI: 10.31857/S0026364823010087.
29. Polyanskaya A.S., Puchkova T.A. The influence of cultivation conditions on the mycelial growth of the fungus *Serpula lacrymans*. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 353.
30. Anikina N.A., Shirokov Y.L., Smirnova O.N. et al. The influence of submicron particles of photocatalytically active heavy metal oxides on the content of organic acids in the cultivation medium of filamentous biodestructors fungi. *Mikologiya i fitopatologiya*, 2025, vol. 59, no. 1, pp. 45–54. DOI: 10.31857/S0026364825010068.
31. Ivanushkina N.E., Golubev N.V., Ignatyeva E.S., Golubev V.I. Resistance to fungal corrosion of Ga₂O₃-containing glass and glass-ceramics based on it. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 346.
32. Tertyshnaya Yu.V., Godyaeva M.M., Popov A.A. Biodegradation of polymer fibrous materials under the action of mold fungi. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 361–362.
33. 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: July 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-155-168.
34. Prudnikova S.V., Streltsova N.V. Fungicidal preparations deposited in a biodegradable polymer base for the control of phytopathogens of agricultural crops. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, p. 357.

35. Ogarkov B.N., Bukovskaya N.E., Ogarkova G.R., Samusenok L.V. On the specificity of the action of biocides on microorganisms causing biodeterioration of porous building materials. *Izvestiya Irkutskogo gosudarstvennogo universiteta. Ser.: Biologiya. Ekologiya*, 2013, vol. 6, no. 2, pp. 144–152.
36. Ermolyuk A.A., Avdanina D.A., Khairova A.Sh. et al. Study of fungicidal properties of low molecular weight chitosan from *Hermetia illucens* for the protection of cultural heritage sites in the State Tretyakov Gallery. *Modern mycology in Russia: Proceedings of the V Congress of Mycologists of Russia*. Moscow: National Academy of Mycology, 2022, vol. 9, pp. 344–345.
37. Zubko N.G., Zeleneva Y.V., Konkova E.A. et al. Peculiarities of Emergence, Development and Genetic Mechanisms of Resistance Manifestation Towards Fungicides from the Chemical Classes of Triazoles and Strobilurins Among the Representatives of *Zymoseptoria tritici* (A Review). *Mikologiya i fitopatologiya*, 2024, vol. 58, no. 6, pp. 423–434. DOI: 10.31857/S0026364824060011.

Информация об авторах

Кривушина Анастасия Александровна, старший 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, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anastasia A. Krivushina, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Bio.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Darya 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. Iakovenko, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 09.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.04.2026.
The article was submitted 09.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 16.04.2026.

ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на бумажном и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'2003).

2. На рукопись должно быть оформлено Экспертное заключение о возможности опубликования в открытой печати.

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

- заголовок статьи;
- сведения об авторах;
- реферат;
- ключевые слова;
- введение;
- материалы и методы;
- результаты;
- обсуждение и заключения;
- благодарности (при необходимости);
- список литературы.

8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.

9. Основные технические параметры рукописи:

- шрифт – Times New Roman;
- размер шрифта – 12;
- интервал – 1,5;
- поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
- автоматическая расстановка переносов;
- набор формул в Microsoft Equation 3.0;
- штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;
- микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены в электронном виде в программе Photoshop JPEG;
- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;
- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки. На каждую таблицу должна быть ссылка в тексте;
- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

10. Форма подачи рукописи:

- текст на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом;
- пронумерованные рисунки на бумажном носителе и в электронном виде отдельными файлами;
- пронумерованные подписи к рисункам на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом.

11. Список литературы, завершающий рукопись, должен быть тщательно выверен и унифицирован в соответствии с ГОСТ 7.0.5–2008.

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

Последовательность ссылок в тексте должна строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

Ссылки на неопубликованные работы (отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов, стандарты предприятия и т. п.) не допускаются.

Допускается не более одной ссылки на работы, принятые к печати, с указанием номера издания, в котором планируется публикация.

Соблюдение данных правил облегчает работу научного редактора, рецензента и редактора, ускоряет подготовку статьи к печати.

По рекомендации научного редактора или рецензента статья может быть направлена авторам на доработку. После доработки авторы должны представить в редакцию первоначальный и доработанный варианты статьи с ответами на все вопросы и замечания научного редактора или рецензента.

Статья, находящаяся на доработке у авторов более одного месяца, рассматривается и принимается к публикации как вновь поступившая.

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09
E-mail: admin@viam.ru
www.ВИАМ.РФ; www.viam.ru