

№9
(163)
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

№ 9 (163) сентябрь 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

Жаропрочные сплавы и стали

Севальнева Т.Г., Обливанцев К.Д., Нefeldкин Д.Ю. Оценка склонности к деформационному упрочнению проволоки различных диаметров из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш

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 2

Яшин М.С., Капитаненко Д.В., Мельникова Д.А. Особенности использования компьютерного моделирования при разработке технологических процессов обработки металлов давлением (обзор)

Легкие сплавы

Пантелеев М.Д., Финк А.Ю., Свиридов А.В., Дементьев З.С. Лазерная наплавка алюминиевого сплава АД33

Ширяев А.А., Сорокина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталости материала штамповок из высокопрочного титанового сплава марки VT23M

Полимерные материалы

Рубцова Е.В., Балабанова О.С., Исаев А.Ю., Смирнов О.И., Лукина Н.Ф. Технологии склеивания элементов конструкций из ПКМ с применением перспективных способов подготовки поверхности

Начаркина А.В., Зеленина И.В., Черфас Л.В., Эльдяева Г.Б., Гуняева А.Г. Влияние условий хранения на свойства бисмалеинимидного препрега и углепластика на его основе

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

3 **Sevalneva T.G., Oblivantsev K.D., Nefedkin D.Yu.** Assessing tendency to strain hardening of wires of various diameters made from austenitic-martensitic steel VNS9-Sh

14 **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 2

23 **Yashin M.S., Kapitanenko D.V., Melnikova D.A.** Peculiarities of computer modeling in the development of technological processes for metal pressure processing (review)

Light-metal alloys

33 **Panteleev M.D., Fink A.Yu., Sviridov A.V., Dementev Z.S.** Laser cladding of aluminum alloy AD33

47 **Shiryaev A.A., Sorokina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu., Naprienko S.A.** Study of fatigue resistance of stampings made of high-strength VT23M titanium alloy

Polymer materials

59 **Rubtsova E.V., Balabanova O.S., Isayev A.Yu., Smirnov O.I., Lukina N.F.** Technologies for bonding PCM structural elements using advanced surface preparation methods

71 **Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Cherfas L.V., Eldyaeva G.B., Gunyaeva A.G.** Influence of storage conditions on properties of bis-maleimide prepreg and carbon fiber composite based on it

Композиционные материалы

Двирная Е.В., Вешкин Е.А., Корниенко Г.В., Старцев О.В. Определение долговечности в соответствии с кинетической концепцией прочности при разработке и изготовлении полимерных композиционных материалов

Бутузов А.В., Лебедева Ю.Е., Семина А.В., Серкова Е.А., Турченко М.В. Влияние смазывающе-диспергирующих добавок на реологические свойства фотоотверждаемых керамических паст на основе оксида алюминия для технологии лазерной стереолитографии

Папынов Е.К., Чуклинов С.В., Шичалин О.О., Белов А.А., Чайникова А.С., Сергиенко В.И. Обзор современных достижений в области искрового плазменного спекания полимер-композитных материалов

Защитные и функциональные покрытия

Тимошина Е.А., Кузнецова В.А., Марченко С.А. Влияние модификации полиэфирного пленкообразующего вещества на износостойкость и декоративные свойства лаковых покрытий

Горлов Д.С., Иванов И.М., Артеменко Н.И. Методы газотермического напыления металлопорошковых композиций

Сивенкова Е.В., Новоторцев Р.Ю., Славин А.В., Кречетов Д.Д., Савилов С.В. Активированные угли из возобновляемой растительной биомассы и производственных отходов: состав, структура, свойства (обзор)

Испытания материалов

Рыжков П.В., Монин С.А., Кашапов О.С. Влияние частоты и формы цикла нагружения на параметры кинетической диаграммы усталостного разрушения титанового сплава VT8-1

Ерошкин С.Г., Швецова А.Н. Разработка стандартных образцов состава титана и титановых сплавов

Иваньков Р.Р., Гуляев А.И. Подходы к анализу площади адгезионного контакта при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла». Часть 2

Composite materials

86 **Dvirnaya E.V., Veshkin E.A., Kornienko G.V., Startsev O.V.** Determination of durability based on the kinetic concept of strength in the development and manufacture of polymer composite materials

99 **Butuzov A.V., Lebedeva Yu.E., Semina A.V., Serkova E.A., Turchenko M.V.** Influence of wetting-dispersing additives on the rheological properties of photocurable alumina ceramic pastes for laser stereolithography

114 **Papynov E.K., Chuklinov S.V., Shichalin O.O., Belov A.A., Chainikova A.S., Sergienko V.I.** Review of modern advances in spark plasma sintering of polymer-composite materials

Protective and functional coatings

141 **Timoshina E.A., Kuznetsova V.A., Marchenko S.A.** Influence of modification of polyester film-forming substance on wear resistance and decorative properties of lacquer coatings

149 **Gorlov D.S., Ivanov I.M., Artemenko N.I.** Thermal spraying methods of metal-powder composites

162 **Sivenkova E.V., Novotortsev R.Yu., Slavin A.V., Krechetov D.D., Savilov S.V.** Activated carbon from renewable plant biomass and industrial waste: composition, structure, properties (review)

Material tests

173 **Ryzhkov P.V., Monin S.A., Kashapov O.S.** Effect of loading frequency and cycle shape on the parameters of the fatigue crack growth kinetic diagram of VT8-1 titanium alloy

184 **Eroshkin S.G., Shvetsova A.N.** Development of certified reference materials for titanium and titanium alloy composition

196 **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 2

Научная статья

УДК 669.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-3-13

ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ ПРОВОЛОКИ РАЗЛИЧНЫХ ДИАМЕТРОВ ИЗ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ВНС9-Ш

Т.Г. Севальнева¹, К.Д. Обливанцев¹, Д.Ю. Нефедкин¹

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

Аннотация. Исследовано влияние скорости деформации (0,1–15 мм/мин) на механические свойства и деформационное упрочнение проволок различных диаметров (0,36–2,4 мм) из аустенитно-мартенситной TRIP-стали ВНС9-Ш после холодного волочения со степенью деформации 31,5–86 %. Установлено, что объемное содержание мартенсита линейно возрастает с 15 до 57 %. Предел прочности проволок диаметрами 0,36 и 2,4 мм достигает 2520 и 1758 МПа соответственно. Согласно параметрам, определенным по модели Джонсона–Кука, проволока из стали ВНС9-Ш практически не склонна к деформационному упрочнению.

Ключевые слова: TRIP-эффект, аустенитно-мартенситные стали, сталь ВНС9-Ш, холодное волочение, деформация, механические свойства, микроструктура, фазовый состав, мартенсит, аустенит

Для цитирования: Севальнева Т.Г., Обливанцев К.Д., Нефедкин Д.Ю. Оценка склонности к деформационному упрочнению проволоки различных диаметров из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-3-13.

Scientific article

ASSESSING TENDENCY TO STRAIN HARDENING OF WIRES OF VARIOUS DIAMETERS MADE FROM AUSTENITIC-MARTENSITIC STEEL VNS9-Sh

T.G. Sevalneva¹, K.D. Oblivantsev¹, D.Yu. Nefedkin¹

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 effect of deformation rate (0,1–15 mm/min) on the mechanical properties and strain hardening of wires with diameters of 0,36–2,4 mm made from austenitic-martensitic TRIP steel VNS9-Sh after cold drawing with a degree of deformation of 31,5–86 % was investigated. It was established that the volume fraction of martensite increases linearly from 15 to 57 %. The ultimate tensile strength of wires with diameter of 0,36 and 2,4 mm reaches 2520 and 1758 MPa, respectively. According to the determined parameters of the Johnson–Cook model, VNS9-Sh steel wire is practically not susceptible to strain hardening.

Keywords: TRIP effect, austenitic-martensitic steels, VNS9-Sh steel, cold drawing, deformation, mechanical properties, microstructure, phase composition, martensite, austenite

For citation: Sevalneva T.G., Oblivantsev K.D., Nefedkin D.Yu. Assessing tendency to strain hardening of wires of various diameters made from austenitic-martensitic steel VNS9-Sh. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-3-13.

Введение

Современные отрасли тяжелой промышленности, прежде всего авиационная и космическая, предъявляют исключительно высокие требования к конструкционным материалам: сочетание высокой удельной прочности, пластичности, коррозионной стойкости и стабильности свойств в широком диапазоне рабочих температур и нагрузок [1–4]. Надежность авиационных конструкций и изделий ракетно-космической техники обеспечивается использованием комплексно-легированных сталей, наличие нескольких легирующих элементов в которых позволяет сформировать оптимальное сочетание фазового состава и субструктуры, недостижимое при однокомпонентном легировании [3]. Так, нержавеющие хромоникелевые стали, дополнительно легированные молибденом, азотом, марганцем и другими элементами, обеспечивают необходимый комплекс механических и служебных характеристик для нагруженных деталей планеров, двигателей и несущих конструкций [1, 2]. Наличие в составе сталей легирующих элементов-стабилизаторов и элементов, управляющих кинетикой фазовых превращений, позволяет целенаправленно регулировать структуру и свойства при термобработке и пластической деформации, что существенно расширяет технологические возможности производства высококачественных полуфабрикатов (прутков, листов и проволоки) для аэрокосмической отрасли [2].

Аустенитно-мартенситные стали, проявляющие TRIP-эффект (Transformation Induced Plasticity – пластичность, наведенная превращением), представляют значительный интерес для авиационной промышленности благодаря уникальному сочетанию высокой прочности и пластичности, достигаемому за счет деформационно-индуцированного мартенситного превращения метастабильного аустенита [5–9]. Сталь ВНС9-Ш (18Х15Н6АМ3-Ш) является представителем данного класса материалов и применяется для изготовления высокопрочной проволоки методом холодного волочения, в ходе которого формируется сложная двухфазная аустенитно-мартенситная структура с различным соотношением фаз на поверхности и в объеме полуфабриката [9–11].

Механическое поведение проволоки из стали ВНС9-Ш определяется не только общей степенью накопленной деформации, но и характером распределения структурных фаз по сечению. Установлено, что в процессе волочения контактно-фрикционный разогрев поверхности приводит к протеканию обратного ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения мартенсита в аустенит в интервале температур 450–650 °С, что обуславливает неоднородное распределение фазового состава [10, 11]. Это в свою очередь оказывает существенное влияние на процессы деформационного упрочнения при последующем механическом нагружении.

Вместе с тем влияние скорости деформации на механические свойства проволоки из аустенитно-мартенситных TRIP-сталей после интенсивной пластической деформации остается недостаточно изученным. Известно, что данный параметр может оказывать существенное влияние на кинетику деформационного мартенситного превращения и, как следствие, на уровень реализуемых механических свойств [12–16]. Модель Джонсона–Кука позволяет количественно описать влияние скорости нагружения на напряжение течения и выделить вклад деформационного и скоростного упрочнения [17, 18].

Цель работы – оценка влияния скорости деформации на механические свойства и склонность к деформационному упрочнению проволоки различных диаметров из стали ВНС9-Ш после холодного волочения с использованием модифицированной модели Джонсона–Кука.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовали проволоки различных диаметров (0,36; 0,95; 1,6 и 2,4 мм) из высокопрочной азотсодержащей стали ВНС9-Ш (18Х15Н6АМЗ-Ш) аустенитно-мартенситного класса после холодного волочения. Укрупненный маршрут деформации с промежуточной обработкой проволоки до исследуемого диаметра: волочение с диаметра 5 до 3,5 мм → промежуточная размягчающая обработка (ПРО) → волочение с диаметра 3,5 до 2,4 мм → ПРО → волочение с диаметра 2,4 до 1,6 мм → ПРО → волочение с диаметра 1,6 до 0,95 мм → ПРО → волочение с диаметра 0,95 до 0,36 мм. В качестве ПРО применяли нагрев до 1000–1100 °С с целью обеспечения гомогенной структуры аустенита, выдержку для растворения избыточных фаз в твердом растворе и последующее охлаждение в воде.

Для оценки влияния скорости деформации на механические свойства проволок из аустенитно-мартенситной стали после холодного волочения проводили испытания на статическое растяжение образцов длиной 200 мм в соответствии с ГОСТ 1497–2023 и ГОСТ 10446–80. Склонность к деформационному упрочнению оценивали путем определения параметров по упрощенной модели Джонсона–Кука без учета температурных изменений в процессе деформации:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C\ln\varepsilon^*),$$

где σ – реализуемое напряжение, МПа; A – условный предел текучести, МПа; B – коэффициент деформационного упрочнения, МПа; ε – относительная деформация, %; ε^* – эффективная скорость пластической деформации; n – показатель деформационного упрочнения; C – коэффициент скорости деформации.

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

Результаты и обсуждение

В работе [8] установлено, что после холодного волочения формируется различное соотношение мартенсита и аустенита на поверхности и в объеме проволок разных диаметров из стали ВНС9-Ш (табл. 1). Количество мартенситной фазы как на поверхности, так и в объеме проволок изменяется по различным закономерностям в зависимости от накопленной степени деформации.

Таблица 1

Количественное соотношение структурных фаз в стали ВНС9-Ш

Диаметр проволоки, мм	Накопленная степень деформации, %	Содержание аустенита/мартенсита на поверхности, %	Объемное содержание магнитной фазы, %
2,4	31,5	100/0	15
1,6	34	45/55	16,8
0,95	45	86/14	20,4
0,36	86	100/0	57

Увеличение степени деформации приводит к практически линейному увеличению объемного содержания магнитной фазы V_a (мартенсит), при этом линейная регрессионная зависимость (рис. 1, а) имеет высокий коэффициент детерминации ($R^2 = 0,9847$). Характер изменения содержания мартенсита и аустенита на поверхности (рис. 1, б) не имеет четкой закономерности и связан с процессами образования аустенита в интервале температур 450–650 °С: при волочении проволоки за счет контактно-фрикционного взаимодействия происходят разогрев поверхности до указанного интервала

температур и ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращение мартенсита, сформированного в процессе пластической деформации [10]. Возможность протекания данного превращения в указанном интервале температур также подтверждается термодинамическими расчетами (рис. 2).

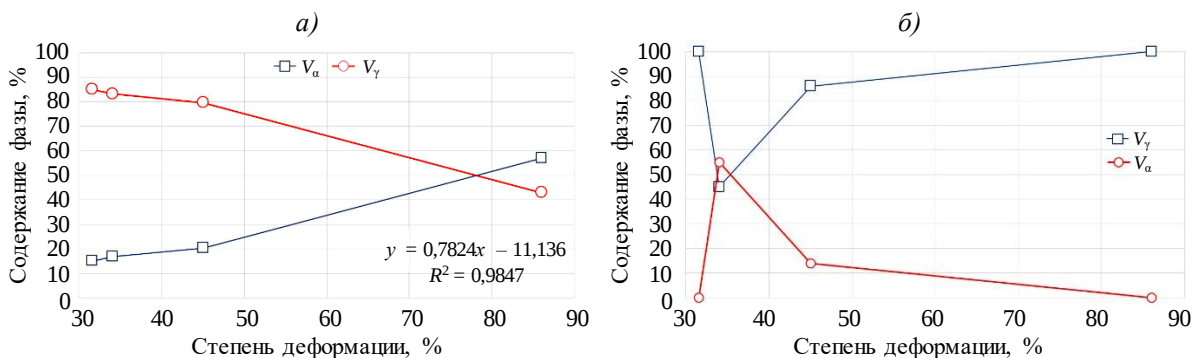


Рис. 1. Зависимости объемного (а) и поверхностного (б) фазового состава от степени деформации в проволоке из стали ВНС9-Ш: V_α и V_γ – содержание мартенсита и аустенита соответственно

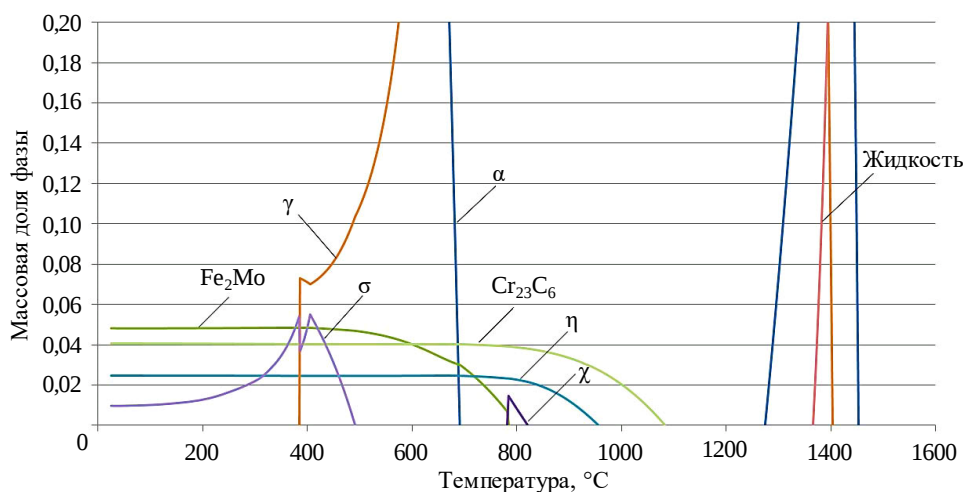


Рис. 2. Термодинамический анализ фазового состава аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш

Механизм упрочнения проволоки из стали ВНС9-Ш заключается в превращении аустенита в мартенсит под воздействием холодной пластической деформации. При этом происходит превращение метастабильного аустенита, который сформирован во время закалки. Аустенит, сформированный в процессе отпуска, включает меньшее количество легирующих элементов, в частности углерода и азота, высокое содержание которых может как стабилизировать, так и снижать (при синергетическом эффекте с другими легирующими элементами) стабилизацию аустенитной структуры. В связи с этим проведена оценка механического поведения проволок диаметрами 0,36; 0,95; 1,6 и 2,4 мм с различным фазовым составом на поверхности и в объеме в части деформационного упрочнения в процессе испытания при различных скоростях нагружения.

Для проволок из стали ВНС9-Ш с увеличением степени деформации с 31,5 до 86 % и уменьшением диаметра с 2,4 до 0,36 мм диаграмма растяжения претерпевает значительное изменение (рис. 3). При диаметрах проволок 2,4 и 1,6 мм (рис. 3, а–в) отмечены выраженная текучесть материала и удлинение, при этом увеличение скорости перемещения траверсы с 0,1 до 15 мм/мин приводит к снижению относительного удлинения. Объемное содержание мартенсита в проволоке диаметром 0,95 мм больше

на 3,6–5,5 %, но при этом на поверхности присутствует высокое содержание аустенита, в связи с чем диаграмма растяжения включает не только интервал зоны упругости, но и зону текучести (рис. 3, *д, е*). Для проволоки диаметром 0,36 мм высокая степень деформации и содержание мартенсита в объеме приводят к значительному увеличению уровня механических свойств и разрушению в упругой области диаграммы растяжения (рис. 3, *жс, з*).

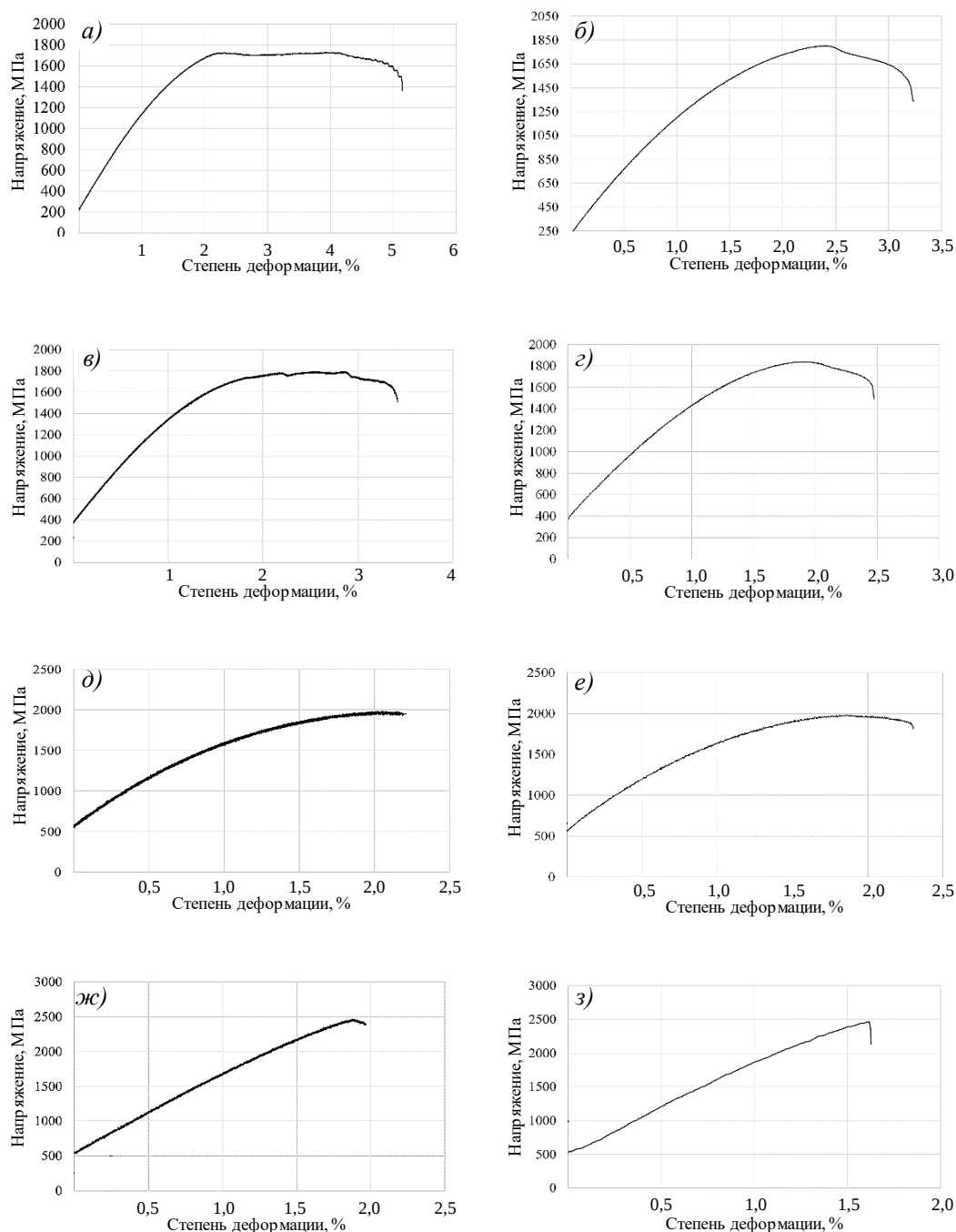


Рис. 3. Диаграммы растяжения проволок диаметрами 2,4 (*а, б*), 1,6 (*в, г*), 0,95 (*д, е*) и 0,36 мм (*жс, з*) при скоростях перемещения траверсы 0,1 (*а, в, д, жс*) и 15 мм/мин (*б, г, е, з*)

Результаты испытаний проволок при различных скоростях перемещения траверсы представлены на рис. 4.

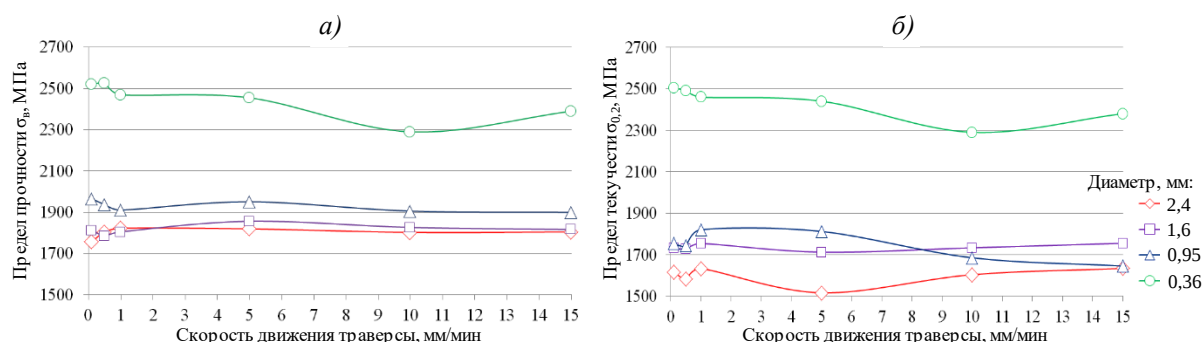


Рис. 4. Влияние скорости движения траверсы на предел прочности σ_b (а) и условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ (б) при испытании на растяжение проволоки из стали ВНС9-Ш различных диаметров

Предел прочности σ_b проволок диаметрами 0,95; 1,6 и 2,4 мм практически не зависит от скорости перемещения траверсы: минимальное и максимальное значения различаются на 3–4 %. Для проволоки диаметром 0,36 мм скорость перемещения траверсы >10 мм/мин приводит к снижению предела прочности на 6–10 %, что связано с высокими значениями степени деформации полуфабриката и плотности дислокаций. Высокая плотность дислокаций является барьером для формирования и передвижения дислокаций, образованных в процессе испытания, что приводит к ускоренному разрушению проволоки. Для условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ характер формирования зависимости идентичный, но с более высокой чувствительностью к скорости перемещения траверсы.

Рассмотрение характеристик σ_b и $\sigma_{0.2}$ в отдельности не иллюстрирует зависимостей от скорости перемещения траверсы при испытании. В связи с этим рассмотрен показатель $\sigma_b/\sigma_{0.2}$ (рис. 5). Отношение предела прочности к пределу текучести демонстрирует выраженную зависимость, связанную с объемным содержанием мартенсита и степенью деформации. Для проволоки диаметром 2,4 мм вследствие малого объемного содержания мартенсита и низкой степени деформации передвижение дислокаций в процессе испытаний практически не затруднено, в связи с чем при увеличении скорости движения траверсы до 5 мм/мин текучесть наступает раньше, чем при других скоростях. Такое же явление наблюдается и для проволоки диаметром 1,6 мм, но с менее выраженным эффектом. Для проволоки диаметром 0,36 мм данная закономерность практически отсутствует в связи с высокой степенью деформации.

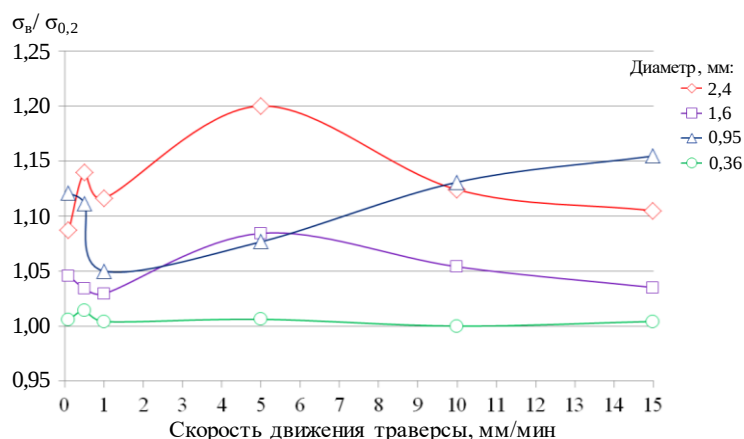


Рис. 5. Влияние скорости движения траверсы на отношение предела прочности σ_b к условному пределу текучести $\sigma_{0.2}$ при испытании на растяжение проволок из стали ВНС9-Ш различных диаметров

Отклонение от закономерности наблюдается для проволоки диаметром 0,95 мм, для которой при скоростях движения траверсы 1 и 5 мм/мин выявлена высокая упругость. При этом увеличение скорости перемещения до 10 и 15 мм/мин приводит к «разблокировке» структуры и более активному перемещению дислокаций в процессе испытаний, в результате чего различие между пределом прочности и пределом текучести увеличивается. Данная «аномальная» зависимость может быть связана с тем, что из-за высокого содержания аустенита на поверхности и средней степени деформации по объему увеличение скорости деформации путем повышения скорости движения траверсы может приводить к более интенсивной деформации поверхностных слоев, содержащих более пластичную структуру. Для оценки протекающих процессов деформации в проволоках различных диаметров проведен расчет по модели Джонсона–Кука.

С целью количественного описания влияния скорости деформации и степени пластической деформации на уровень напряжений в проволоке из стали ВНС9-Ш использована модифицированная форма модели Джонсона–Кука. В рамках проведенной работы рассмотрена изотермическая схема нагружения при комнатной температуре, поэтому температурный множитель в классическом выражении принят равным единице.

Для каждого диаметра проволок (2,4; 1,6; 0,95 и 0,36 мм) по экспериментальным диаграммам растяжения в координатах «истинное напряжение–истинная деформация» выделены участки равномерного пластического течения, на которых выполнена аппроксимация $\sigma(\epsilon)$ при различных скоростях деформации. В качестве базовой скорости деформации выбрана минимальная скорость испытаний, соответствующая скорости перемещения траверсы 0,1 мм/мин. Это позволило трактовать параметры A , B и n как характеристики материала в квазистатических условиях, а коэффициент C – как меру дополнительного упрочнения при повышении скорости деформации. Результаты расчетов приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Параметры, рассчитанные в соответствии с моделью Джонсона–Кука
для проволок из стали ВНС9-Ш**

Диаметр, мм	A , МПа	B , МПа	n	C
0,36	2460	55	0,15	0,021
0,95	1820	95	0,08	–0,018
1,6	1754	55	0,12	0,003
2,4	1633	185	0,05	–0,002

Примечание. A – условный предел текучести; B – коэффициент деформационного упрочнения; n – показатель деформационного упрочнения; C – коэффициент скорости деформации.

На основании полученных экспериментальных данных определены параметры модели Джонсона–Кука для каждого диаметра проволоки. Полученные зависимости показали, что с уменьшением диаметра проволоки (и, соответственно, с увеличением степени предварительной деформации и доли мартенсита деформации) величина A возрастает, что согласуется с повышением значения $\sigma_{0,2}$, установленным экспериментально. Параметр C , характеризующий зависимость напряжения течения от скорости деформации, изменялся в диапазоне от –0,018 до 0,021, что свидетельствует о несущественной скоростной зависимости (или ее отсутствии) механических свойств проволок практически всех диаметров вследствие высокой искаженности структуры.

Из-за высокой степени деформации коэффициенты B и n , отвечающие за деформационное упрочнение, оказались низкими. При этом показатель B для проволок

диаметрами 0,95 и 2,4 мм больше, чем для проволок диаметрами 0,36 и 1,6 мм, что свидетельствует о протекании преимущественно объемного деформационного упрочнения. Показатель n больше для проволок диаметрами 0,36 и 1,6 мм, что косвенно свидетельствует о преимущественно поверхностном упрочнении в результате статического растяжения. При этом у проволок диаметрами 0,36; 0,95 и 2,4 мм на поверхности содержание аустенита превышает 85 %, что является благоприятным фактором преимущественно для поверхностной пластической деформации, однако высокая степень деформации и объемное содержание мартенсита приводят к реализации поверхностного упрочнения для проволоки диаметром 0,36 мм.

Заключения

На основании проведенных исследований влияния скорости деформации на механические свойства и склонность к деформационному упрочнению проволок из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш после холодного волочения установлено следующее:

- с увеличением степени накопленной деформации с 31,5 до 86 % и уменьшением диаметра проволоки с 2,4 до 0,36 мм объемное содержание мартенситной фазы возрастает практически линейно с 15 до 57 % ($R^2 = 0,9847$), что обуславливает существенное изменение характера диаграммы растяжения – от выраженной текучести и пластического течения (для проволок диаметрами 2,4 и 1,6 мм) до разрушения в упругой области (для проволоки диаметром 0,36 мм);

- предел прочности проволок диаметрами 0,95; 1,6 и 2,4 мм практически не зависит от скорости перемещения траверсы – минимальное и максимальное значения различаются на 3–4 %. Для проволоки диаметром 0,36 мм увеличение скорости перемещения траверсы более 10 мм/мин приводит к снижению предела прочности на 6–10 %. Это связано с высокой плотностью дислокаций, являющейся барьером для формирования и перемещения дислокаций, которые образуются в процессе испытания;

- анализ отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ выявил выраженную зависимость от объемного содержания мартенсита и степени деформации. Для проволоки диаметром 0,95 мм обнаружена аномальная зависимость: при скоростях движения траверсы 1 и 5 мм/мин наблюдается повышенная упругость, а при увеличении скорости до 10–15 мм/мин происходят «разблокировка» структуры и более активное перемещение дислокаций, что связано с высоким содержанием аустенита в поверхностных слоях;

- по результатам аппроксимации экспериментальных данных с использованием модифицированной модели Джонсона–Кука определены параметры деформационного упрочнения для каждого диаметра проволоки. Параметр A возрастает с уменьшением диаметра (с 1633 до 2460 МПа), что согласуется с экспериментально установленным увеличением условного предела текучести. Коэффициент скоростной чувствительности C изменяется в узком диапазоне от $-0,018$ до $0,021$, что свидетельствует о низкой или практически отсутствующей скоростной зависимости напряжения течения для проволок всех исследованных диаметров вследствие высокой искаженности структуры после холодного волочения;

- вследствие высокой степени предварительной деформации получены низкие значения параметров B и n , характеризующих деформационное упрочнение. При этом повышенные значения параметра B для проволок диаметрами 0,95 и 2,4 мм свидетельствуют о преимущественно объемном деформационном упрочнении, тогда как повышенные значения параметра n для проволок диаметрами 0,36 и 1,6 мм – о преимущественно поверхностном характере упрочнения при статическом растяжении.

Список источников

1. Алексеева М.С., Слободской П.А., Лукина Е.А., Якушева Н.А. Закономерности формирования структуры мартенситостареющей стали системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti в ходе термической обработки // Труды ВИАМ. 2024. № 2 (132). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.
2. Севальнев Г.С., Дульнев К.В., Рыжков П.В., Леонов А.В., Вознесенская Н.М. Оптимизация термической обработки высокопрочной коррозионностойкой азотсодержащей стали для получения бесшовных тонкостенных труб // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 41–52. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-41-52.
3. 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 (82). С. 3–14. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-3-14.
4. Елисеев Э.А., Карпухин С.Д., Дружинина М.Э. Влияние никеля на структуру азотированного слоя низкоуглеродистых сталей мартенситного класса // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 1 (78). С. 18–27. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
5. Jacques P.J., Furnemont Q., Lani F. et al. Multiscale mechanics of TRIP assisted multiphase steels // Philosophical Magazine A. 2001. Vol. 81 (6). P. 1789–1812. DOI: 10.1080/01418610108216636.
6. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation // Metallurgical Transaction A. 1975. Vol. 6 (4). P. 791–795. DOI: 10.1007/BF02672301.
7. Zackay V.F., Parker E., Feldman H. Transformation-induced plasticity in steels // Transaction ASM. 1967. Vol. 60. P. 252–259.
8. Jimenez-Melero E., van Dijk N.H., Zhao L. et al. Effect of the stability of retained austenite on the mechanical behavior of TRIP steels // Acta Materialia. 2007. Vol. 55 (20). P. 6713–6723. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.08.038.
9. Просвирнин Д.В., Севальнев Г.С., Каплан М.А. и др. Влияние степени обжатия на фазовый состав и механические свойства проволоки из трип-стали ВНС9-Ш при статическом и циклическом нагружении // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 6. С. 16–22. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-6-16-22.
10. Севальнев Г.С., Севальнева Т.Г., Романенко Д.Н. и др. Исследование механизма образования аустенита в поверхностном слое при холодном волочении проволоки из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш // Упрочняющие технологии и покрытия. 2022. Т. 18. № 7 (211). С. 306–310.
11. Севальнева Т.Г., Терентьев В.Ф., Севальнев Г.С., Власов И.И. Особенности формирования структуры проволоки из аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш при волочении // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 2. С. 26–31.
12. Lee S.J., De Cooman B.C. Effect of Al on the mechanical stability of austenite in Fe–Mn–Al–Si TRIP steels // Metallurgical and Materials Transaction A. 2013. Vol. 44 (1). P. 5119–5131. DOI: 10.1007/s11661-013-1823-3.
13. Meyer L.W., Krüger L., Eckner R. et al. High rate deformation behavior of austenitic TRIP steels // International Journal of Impact Engineering. 2011. Vol. 38 (3). P. 282–290. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2010.10.002.
14. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for metals // Journal of Applied Physics. 1987. Vol. 61 (5). P. 1816–1825. DOI: 10.1063/1.338024.
15. Chen S., Huang C.Y., Wang Y.T. et al. Rate dependent plastic behavior of TRIP-assisted steels // Materials Science and Engineering A. 2016. Vol. 676. P. 458–468. DOI: 10.1016/j.msea.2016.08.013.

16. Wang C., Li J., Zhang Y. et al. Strain-rate effect on deformation behavior of Fe–Cr–Ni–N austenitic steels // *Metallurgical and Materials Transaction A*. 2019. Vol. 50. P. 1278–1288. DOI: 10.1007/s11661-018-5051-1.
17. Johnson G.R., Cook W.N. A constitutive model and data for metals subjected to large strains. High rates and high temperatures // *Proceedings of the 7th International symposium on ballistics*. Hague, 1983. P. 541–547.
18. Johnson G.R., Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // *Engineering Fracture Mechanism*. 1985. Vol. 21. No. 1. P. 31–48.

References

1. Alekseeva M.S., Slobodskoy P.A., Lukina E.A., Yakusheva N.A. Patterns of structure formation for open-hearth steel of the Fe–Cr–Ni–Mo–Ti system during heat treatment. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 01, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-3-12.
2. Sevalnev G.S., Dulnev K.V., Ryzhkov P.V., Leonov A.V., Voznesenskaya N.M. Optimization of heat treatment for high-strength corrosion-resistant nitrogen-containing steel to produce seamless thin-walled tubes. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 41–52. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 01, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-41-52.
3. 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: April 01, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-3-14.
4. Eliseev E.A., Karpukhin S.D., Druzhinina M.E. The effect of nickel on the structure of the nitrided layer of low-carbon martensitic steels. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 18–27. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 01, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-18-27.
5. Jacques P.J., Furnemont Q., Lani F. et al. Multiscale mechanics of TRIP assisted multiphase steels. *Philosophical Magazine A*, 2001, vol. 81 (6), pp. 1789–1812. DOI: 10.1080/01418610108216636.
6. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical Transaction A*, 1975, vol. 6 (4), pp. 791–795. DOI: 10.1007/BF02672301.
7. Zackay V.F., Parker E., Feldman H. Transformation-induced plasticity in steels. *Transaction ASM*, 1967, vol. 60, pp. 252–259.
8. Jimenez-Melero E., van Dijk N.H., Zhao L. et al. Effect of the stability of retained austenite on the mechanical behavior of TRIP steels. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55 (20), pp. 6713–6723. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.08.038.
9. Prosvirnin D.V., Sevalnev G.S., Kaplan M.A. et al. Effect of the Degree of Compression on the Phase Composition and Mechanical Properties of VNS9-Sh TRIP Steel Wire under Static and Cyclic Loading. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2023, no. 6, pp. 16–22. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-6-16-22.
10. Sevalnev G.S., Sevalneva T.G., Romanenko D.N. et al. Study of the Mechanism of Austenite Formation in the Surface Layer during Cold Drawing of VNS9-Sh Austenitic-Martensitic Steel Wire. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2022, vol. 18, no. 7 (211), pp. 306–310.
11. Sevalneva T.G., Terentyev V.F., Sevalnev G.S., Vlasov I.I. Features of the formation of the structure of wire from austenitic-martensitic TRIP steel VNS9-Sh during drawing. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2021, no. 2, pp. 26–31.
12. Lee S.J., De Cooman B.C. Effect of Al on the mechanical stability of austenite in Fe–Mn–Al–Si TRIP steels. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2013, vol. 44 (1), pp. 5119–5131. DOI: 10.1007/s11661-013-1823-3.
13. Meyer L.W., Krüger L., Eckner R. et al. High rate deformation behavior of austenitic TRIP steels. *International Journal of Impact Engineering*, 2011, vol. 38 (3), pp. 282–290. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2010.10.002.

14. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for metals. *Journal of Applied Physics*, 1987, vol. 61 (5), pp. 1816–1825. DOI: 10.1063/1.338024.
15. Chen S., Huang C.Y., Wang Y.T. et al. Rate dependent plastic behavior of TRIP-assisted steels. *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 676, pp. 458–468. DOI: 10.1016/j.msea.2016.08.013.
16. Wang C., Li J., Zhang Y. et al. Strain-rate effect on deformation behavior of Fe–Cr–Ni–N austenitic steels. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2019, vol. 50, pp. 1278–1288. DOI: 10.1007/s11661-018-5051-1.
17. Johnson G.R., Cook W.N. A constitutive model and data for metals subjected to large strains. High rates and high temperatures. *Proceedings of the 7th International symposium on ballistics*. Hague, 1983, pp. 541–547.
18. Johnson G.R., Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures. *Engineering Fracture Mechanism*, 1985, vol. 21, no. 1, pp. 31–48.

Информация об авторах

Севальнева Татьяна Геннадьевна, инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

Tatyana G. Sevalneva, Engineer, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 08.04.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.05.2026.
The article was submitted 08.04.2026; approved and accepted for publication after reviewing 25.05.2026.

Обзорная статья

УДК 621.74

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-14-22

ПРИМЕНЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО НАГРЕВА ПРИ УДАЛЕНИИ МОДЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ* Часть 2

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. Обзор посвящен возможностям применения диэлектрического (микроволнового) нагрева как перспективного способа удаления моделей. В отличие от традиционных способов, в этом случае исключается необходимость применения теплоносителя, а тепловая энергия генерируется непосредственно в объеме керамической формы. Во второй части обзора рассматриваются экспериментальные работы в названной области.

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 2 // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 14–22. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-14-22.

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 2

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 most difficult technological operations in the production of gas turbine engine parts using the lost-wax method. This review focuses on the potential of using dielectric (microwave) heating as a promising method for removing models. Unlike traditional methods, this approach eliminates the necessity of a heat transfer medium, as the heat is generated directly within the ceramic mold. The second part of the review explores experimental work in this area.

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

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 8 (162), 2026.

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 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 14–22. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-14-22.

Введение

Разработка новых модификаций высокоэффективных газотурбинных двигателей и газотурбинных установок приводит к необходимости совершенствования технологических процессов создания отдельных деталей и узлов, способствуя увеличению надежности, стабильности и ресурса работы двигателя в эксплуатации. По этой причине исключительно актуальными становятся вопросы, связанные с технологическими процессами получения лопаток из жаропрочных никелевых сплавов – самых термонапряженных деталей горячего тракта газотурбинных двигателей [1–3]. Наибольшее применение в производстве получила технология изготовления рабочих и сопловых лопаток методом литья по выплавляемым моделям [4–6]. Технологическая операция удаления моделей (чаще всего воскообразных) – одна из наиболее ответственных, отвечающих за качество готовых изделий.

В первой части данного обзора [7] рассмотрено понятие электромагнитного поля и охарактеризовано поведение в нем диэлектрических материалов – керамической формы и модельного блока, изложены требования к операции удаления модельных композиций, названы наиболее часто используемые способы ее проведения, отмечены требования к конструкциям установок микроволнового нагрева и перечислены основные области их применения.

Использование нагреваемого теплоносителя для удаления моделей может вызывать брак оболочковых форм по трещинам ввиду усилий, создаваемых моделью, которая расширяется, находясь внутри керамической формы [8–10]. Рассматриваемый в данной статье процесс не предполагает применения теплоносителя. Этот один из новых и перспективных вариантов удаления моделей заключается в воздействии на форму микроволнами: электромагнитным излучением сверхвысоких частот (СВЧ). Они занимают диапазон от 300 МГц до 300 ГГц [11, 12]. Обычно рабочими частотами для функционирования СВЧ-установок являются 915 и 2450 МГц.

Физическая природа механизма поглощения диэлектриком электромагнитной энергии, вызывающего нагрев, заключается в следующем. Молекулы вещества связаны друг с другом силами межмолекулярного взаимодействия. При воздействии внешнего электромагнитного поля внутримолекулярные заряды начинают смещаться на микроскопические расстояния, происходит поляризация частиц диэлектрика; если электрические заряды могут перемещаться на макроскопические расстояния, то возникает ток проводимости. На эти перемещения затрачивается работа, которая совершается против сил межмолекулярного взаимодействия и преобразуется в тепловую энергию; процесс носит название диэлектрического нагрева [13, 14].

Угол сдвига фаз между током смещения и напряженностью электрического поля в идеальном диэлектрике равен нулю. При наличии трения возникает некоторое запаздывание по времени поляризации от электрического поля: ток смещения (ток поляризации) опережает напряженность электрического поля на угол, меньший 90 градусов. Дополняющий до 90 градусов угол сдвига фаз между током и приложенным напряжением называется углом диэлектрических потерь (δ). Количественная оценка превращения энергии электромагнитного излучения в теплоту определяется величиной тангенса угла диэлектрических потерь ($\operatorname{tg}\delta$) обрабатываемых материалов, определяющего уровень потерь энергии в диэлектрике при воздействии электромагнитного поля и показывающего долю рассеиваемой энергии в виде тепла. Чем больше значение $\operatorname{tg}\delta$, тем сильнее в электрическом поле будет нагреваться конкретный диэлектрик.

В СВЧ-поле преобразование электромагнитной энергии в тепло идет не на поверхности формы, а в объеме, поэтому нагрев происходит крайне интенсивно и равномерно.

Как в РФ, так и за рубежом в последние десятилетия к применению микроволновых технологий проявляется все больший интерес: их активно используют в быту, медицине, науке, различных отраслях промышленности [7, 15, 16].

Результаты и обсуждение

Исследования диэлектрических свойств материалов в СВЧ-поле

Проанализируем отдельные отечественные экспериментальные работы в области применения энергии электромагнитных колебаний сверхвысоких частот в технологии литья по выплавляемым моделям. Напомним, что эффективность преобразования энергии электромагнитного поля в тепло пропорциональна $\operatorname{tg}\delta$ обрабатываемого вещества, его диэлектрической проницаемости, частоте поля и квадрату напряженности электрического поля в веществе [7]. Выделяющаяся тепловая энергия в диэлектрике, помещенном в электромагнитное поле, определяется параметрами поля и диэлектрическими свойствами материала и не зависит от его теплопроводности. При удалении модельных масс микроволнами это представляет несомненное преимущество по сравнению с обычными видами нагрева.

В большинстве научных экспериментов ставилась цель – ускорение нагрева под воздействием электромагнитного излучения посредством введения в состав оболочковых форм добавок, улучшающих степень поглощения микроволновой энергии, т. е. повышающих тепловые потери.

В работах [10, 12] подробно изучены и определены диэлектрические свойства формовочных и модельных материалов, проведен их анализ, сделаны практические выводы. Предложено проводить пропитку оболочковых форм жидкими диэлектрическими растворами с высоким коэффициентом диэлектрических потерь, опытно установлена оптимальная продолжительность пропитки. Разработан способ пропитки, применение которого привело к минимизации брака форм по трещинам [10]. Опыты по введению в состав оболочек веществ, повышающих диэлектрические потери, прошли успешное производственное опробование. Ускорение нагрева форм позволило добиться оплавления поверхности модели в течение ~ 10 с, а продолжительность удаления снизилась в 2 раза [12].

Изучались также возможности введения непосредственно в восковые модельные композиции поглотителей излучения: металлических порошков, углерода, карбида кремния и других. В целом должного эффекта достигнуто не было, более того, это привело к загрязнению поверхности литейных форм. Более действенным оказалось воздействие электромагнитного излучения на влагу внутри формы, поэтому рекомендовано предварительно смачивать водой оболочки форм в течение нескольких минут [17].

В других работах исследователи проводили опыты по введению интенсификатора высокочастотного удаления модельной массы – графитового порошка, что также усложнило процесс изготовления литейных форм и ухудшило культуру производства. Ряд экспериментов по изучению диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь разных модельных масс и керамики позволили установить зависимости названных характеристик от температуры. Для диэлектрических материалов определены также температурные области, при которых $\operatorname{tg}\delta$ достигает максимальных значений. Показано, что керамика (в сравнении с восковыми составами) имеет более высокие значения диэлектрических потерь как при 20°C , так и под воздействием электромагнитных волн, т. е. она поглощает большее количество энергии.

Тщательное изучение процесса микроволнового нагрева и удаления модельной массы из форм, проведенное с использованием образцов в виде элементов модельного блока, показало, что модельная масса нагревается как за счет генерации тепла в ней самой, так и путем теплопередачи от нагревающейся оболочковой формы. Это позволяет эффективно подплавлять граничный слой массы. Проведена отработка технологических режимов удаления моделей из огнеупорных форм, определены приблизительные длительности нагрева форм и появления первых капель расплава модельных масс. Опытным путем показана целесообразность использования полей СВЧ для крупногабаритного литья по выплавляемым моделям: микроволновые технологии обеспечивают минимизацию потерь модельных масс, возможность их возвращения для повторного использования, практически не требуя проведения регенерации [18].

Исследования процесса удаления модельных композиций в СВЧ-поле

Рассмотрим удаление модельных композиций в лабораторной СВЧ-установке, предназначенной для термической обработки различных диэлектрических материалов. Схема установки представлена на рис. 1, а, а внешний вид – на рис. 1, б. Установка имеет камеру периодического действия и два источника электромагнитных колебаний сверхвысокой частоты (2450 МГц) – это магнетронные генераторы с регулируемой выходной мощностью, которые преобразуют потенциальную энергию электронов в электромагнитную. Волноводные тракты предназначены для подачи излучения от точек вывода энергии магнетронов в рабочую резонансную камеру через специальные отверстия связи, определенное расположение которых обеспечивает максимальную равномерность СВЧ-поля в местах установки форм. При этом волноводные элементы магнетронов развернуты между собой на 90 градусов с целью исключения их взаимодействия, окна связи разнесены по диагонали верхней стенки камеры нагрева. Совокупность названных конструктивных особенностей нацелена на достижение максимально высокой напряженности электромагнитного поля.

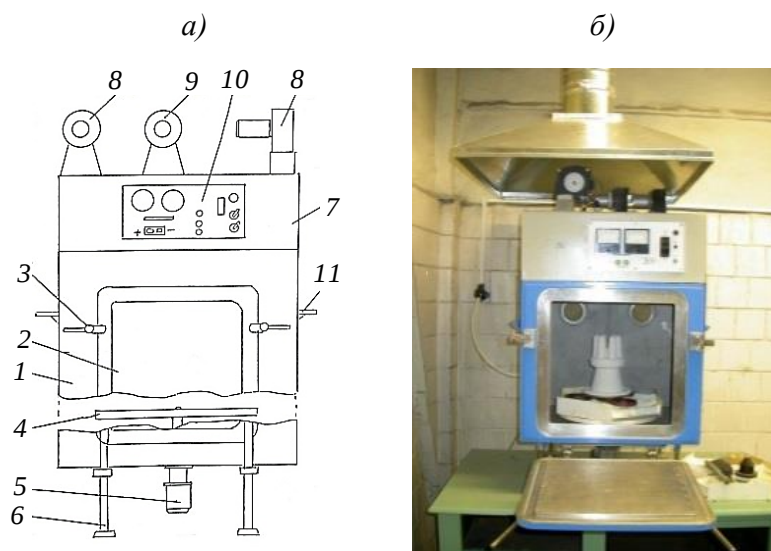


Рис. 1. Лабораторная установка для термической обработки диэлектрических материалов. На схеме (а) цифрами обозначены: 1 – камера нагрева периодического действия; 2 – дверца; 3 – прижимная ручка; 4 – вращающийся (поворотный) стол; 5 – электропривод стола; 6 – стойки; 7 – кожух; 8 – вентилятор охлаждения магнетрона; 9 – вентилятор охлаждения силового трансформатора; 10 – панель управления; 11 – резонатор; б – внешний вид

Для размещения огнеупорных форм предназначен специальный термостойкий фторопластовый поддон, размещенный на поворотном столе, скорость вращения которого составляет 2 об/мин. Стенки резонаторной камеры установки изготовлены из нержавеющей стали и обшиты листовой сталью. Для охлаждения силового трансформатора и магнетронов, а также для удаления газов, образующихся при нагреве обрабатываемых объектов, служат вентиляторы. Дверца камеры снабжена полуавтоматическим защитным устройством (заградителем излучения) и электрической блокировкой, что не допускает возможности появления утечки СВЧ-излучения.

При быстром нагреве поверхность модели оплавлялась, и модельная композиция вытекала через зазор между ней и оболочковой формой (рис. 2). При этом исключалось механическое воздействие модельного состава на стенки керамики за счет температурного расширения. Дальнейший нагрев обеспечивал полное удаление модельной массы, стекающей при расплавлении в пластиковый поддон, откуда после застывания она легко извлекалась (рис. 3). По сравнению с использованием широко распространенного теплоносителя – горячей воды, подобная технология заметно упрощается.

Преимущество микроволновой технологии, доказывающее высокую эффективность и перспективность ее применения, составляет сочетание следующих факторов:

- энергетическая выгода, обусловленная уменьшением продолжительности процесса удаления модельных масс, исключением потерь тепловой энергии на нагрев и поддержание необходимой температуры теплоносителя, отсутствием дополнительной операции сушки;
- устранение негативного воздействия теплоносителя на керамическую форму и модельную массу;
- обеспечение высокого качества поверхности форм;
- легкость автоматизации;
- улучшение культуры производства;
- отсутствие попадания загрязнений в окружающую среду.



Рис. 2. Вид удаленного модельного состава и оболочковой формы



Рис. 3. Фрагменты модельной массы, извлекаемые из фторопластового поддона

В России получен патент на способ СВЧ-удаления модельных масс в процессе отливки деталей сложной конфигурации для авиационной и других отраслей промышленности. Авторы патента размещали формы внутри установки на поворотной платформе с отверстиями, устанавливали определенный высокий уровень мощности, проводили нагрев, затем снижали величину излучения и выдерживали несколько минут, что повышало прочность перед обжигом и позволяло полностью удалить массу. После отключения генератора формы охлаждали до температур 70–80 °С, обжигали, заливали жаропрочным сплавом, получая высококачественные детали. Технология отработывалась совместно с одним из машиностроительных предприятий [19].

Исследования процесса сушки оболочковых форм в СВЧ-поле

В литье по выплавляемым моделям применение микроволновых установок возможно не только при удалении модельных композиций, но и при сушке готовых форм и каждого слоя при послойном формировании керамической оболочки.

Исследовали влияние переменных технологических параметров на физико-механические характеристики непрокаленных керамических образцов в лабораторной установке, имеющей выходную мощность генераторов до 2 кВт. Построили зависимости прочности при статическом изгибе образцов от подаваемой мощности СВЧ-излучения (от 0,225 до 0,675 кВт) и продолжительности его воздействия (от 1 до 20 мин). Установлено, что наиболее значительный прирост (до 3 МПа) достигался при увеличении мощности. Увеличение длительности выдержки при постоянной мощности повышало прочностные свойства лишь незначительно (прирост $\leq 0,5$ МПа). При проведении процесса сушки керамических форм в электромагнитном поле продолжительность выдержки должна быть минимальной, мощность же высокочастотного поля как значимый технологический фактор должна быть максимально возможной. Показано, что применение микроволновой энергии интенсифицирует процесс и снижает энергоемкость операции сушки: в каждом микрообъеме нагрев достигает достаточно высоких температур, что повышает степень отверждения связующего, обеспечивая рост прочностных свойств керамики [20].

Для улучшения качества поверхности оболочковых форм за счет повышения газопроницаемости и снижения температурного коэффициента линейного расширения в работе [21] авторами предложены следующие технологические решения:

- введение в состав наполнителя огнеупорной суспензии тонкоизмельченного молотого диатомита, являющегося также и связующим;
- введение в состав обсыпочногo материала природного (немолотого) диатомита с размером частиц 0,25–1,1 мм как упрочняющего материала оболочки и адсорбента жидкой фазы нанесенной суспензии;
- использование для сушки СВЧ-установки мощностью 0,5–50 кВт с частотой 915 или 2450 МГц [21].

Заключения

Рассмотренный ряд экспериментальных работ по применению СВЧ-излучения в литье по выплавляемым моделям позволяет выявить и опытно подтвердить ряд достоинств данного способа удаления модельных композиций. Также возможно применение энергии СВЧ-диапазона при технологической операции сушки оболочковых форм.

Дополнительно отметим положительные моменты, способствующие получению высококачественных ответственных отливок (лопатки газотурбинного двигателя) с минимальной вероятностью дефектов и высокой точностью размеров:

- избирательность воздействия излучения (т. е. разные вещества в одном материале нагреваются по-разному);
- высокий выход годных форм;
- уменьшение продолжительности обработки;
- экологическая чистота;
- отсутствие загрязненности материала;
- независимость нагрева от теплопроводности;
- легкость подбора оптимальной технологии регулировкой мощности и длительности подачи СВЧ-излучения;
- безынерционность в управлении процесса (он прекращается одновременно с отключением напряжения электромагнитного поля).

Таким образом, это более совершенный и надежный способ, обладающий ценными преимуществами технологического, практического и экономического характера.

Оценивая перспективы использования микроволнового нагрева, нельзя обойти вниманием и некоторые недостатки:

– недопустимость ввода в рабочую камеру металлических предметов (элементов литниково-питающей системы или оболочковых форм в металлических опоках). В этом случае объект не получит должного уровня СВЧ-обработки, а искажение равномерности распределения температурного поля внутри рабочего объема установки может привести к выводу из строя генератора;

– высокая капитальная стоимость оборудования.

Названные условия в определенной степени могут ограничивать масштаб применения процессов электромагнитной обработки диэлектрических материалов.

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

Список источников

1. 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: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-14-22.
2. 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: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
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. Литье по выплавляемым моделям / под общ. ред. Я.И. Шкленника, В.А. Озерова. 3-е изд. М.: Машиностроение, 1984. 408 с.
6. Гини Э.Ч., Зарубин А.М., Рыбкин В.А. Специальные технологии литья. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 368 с.
7. 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> (дата обращения: 24.08.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-41-50.
8. Сапченко И.Г., Евстигнеев А.И., Костина Т.В. Особенности удаления моделей из оболочковых форм в ЛВМ // *Литейное производство*. 1999. № 2. С. 35–36.
9. 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: 17.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-3-12.
10. Гаранин В.Ф., Озеров В.А., Муркина А.С., Куренкова О.А. Выплавление моделей из оболочковых форм // *Литейное производство*. 1997. № 2. С. 16–19.
11. 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.
12. 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.

13. Семенов А.С., Байбурин В.Б. СВЧ-энергия и ее применение. Особенности, оборудование, технологические процессы. Саратов: Изд-во Саратовского ун-та, 1999. 116 с.
14. Глуханов Н.П. Физические основы высокочастотного нагрева / под ред. А.Н. Шамова. 5-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1989. 56 с.
15. 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.
16. Морозов С.М. Применение энергии микроволнового излучения в реализации и управлении технологических процессов. Вязьма, 2012. 305 с.
17. 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, 2024. С. 67–70.
18. 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.
19. Способ СВЧ-термообработки керамических литейных форм: пат. 2312733 Рос. Федерация; заявл. 03.03.05; опубл. 20.12.07.
20. Нарский А.Р., Деев В.В., Бондаренко Ю.А. Применение СВЧ энергии при сушке оболочковых керамических форм для литья по выплавляемым моделям // Тез. докл. к конф. молодых ученых и специалистов «Авиационные материалы и технологии». М., 2004. С. 19–21.
21. Способ изготовления керамических форм: а.с. 1692720 СССР; заявл. 14.06.89; опубл. 23.11.91.

References

1. 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: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-14-22.
2. 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: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-30-41.
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. *Lost wax casting*. Eds. Ya.I. Shklennik, V.A. Ozerova. 3rd ed. Moscow: Mashinostroyeniye, 1984, 408 p.
6. Gini E.Ch., Zarubin A.M., Rybkin V.A. *Special casting technologies*. Moscow: Publ. house MSTU im. N.E. Bauman, 2010, 368 p.
7. 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> (accessed: August 24, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-41-50.
8. Sapchenko I.G., Evstigneev A.I., Kostina T.V. Features of removing models from shell molds in LVM. *Liteynoe proizvodstvo*, 1999, no. 2, pp. 35–36.
9. 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. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 17, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-3-12.
10. 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.

11. 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.
12. 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.
13. Semenov A.S., Bayburin V.B. *Microwave energy and its application. Features, equipment, technological processes*. Saratov: Publ. house of Saratov Univ., 1999, 116 p.
14. Glukhanov N.P. *Physical Principles of High-Frequency Heating*. Ed. A.N. Shamov. 5th ed., rev. and add. Leningrad: Mashinostroenie, 1989, 56 p.
15. 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.
16. Morozov S.M. *Application of Microwave Radiation Energy in the Implementation and Control of Technological Processes*. Vyazma, 2012, 305 p.
17. Gutko Yu.I., Voitenko V.V., Medvedchuk S.A. Experimental studies of melting wax models from gypsum casting molds using microwave radiation. *Science of the Young – the Future of Russia: Coll. Art. VII All-Rus. Sci. and Pract. Conf.* Penza, 2024, pp. 67–70.
18. 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. Ed. V.M. Stepanov, V.G. Chubarov, pp. 76–80.
19. *Method of microwave heat treatment of ceramic casting molds*: pat. 2312733 Rus Federation; appl. 03.03.05; publ. 20.12.07.
20. Narsky A.R., Deev V.V., Bondarenko Yu.A. Application of microwave energy in drying shell ceramic molds for investment casting. *Abstracts of reports for the conference of young scientists and specialists «Aviation Materials and Technologies»*. Moscow, 2004, pp. 19–21.
21. *Method of manufacturing ceramic molds*: a.c. 1692720 USSR; appl. 14.06.89; publ. 23.11.91.

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 25.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.06.2026.

The article was submitted 25.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 25.06.2026

Обзорная статья

УДК 621.7:004.94

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-23-32

ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ (обзор)

М.С. Яшин¹, Д.В. Капитаненко¹, Д.А. Мельникова¹

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

Аннотация. Специальные программные комплексы позволяют моделировать различные операции обработки металлов давлением. Расчеты проводятся с учетом свойств деформируемых материалов и материалов оснастки, а также при варьировании технологических параметров процессов деформации. Благодаря этому появляется возможность оценки технологичности различных схем изготовления деформированных полуфабрикатов путем анализа различных параметров, таких как деформация, усилия, диапазон температурных полей и др. Это позволяет сокращать затраты на проведение прямых экспериментов и отработку технологий деформации.

Ключевые слова: обработка давлением, компьютерное моделирование,ковка, штамповка, прокатка, конечные элементы, изотермическая деформация

Для цитирования: Яшин М.С., Капитаненко Д.В., Мельникова Д.А. Особенности использования компьютерного моделирования при разработке технологических процессов обработки металлов давлением (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 23–32. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-23-32.

Review article

PECULIARITIES OF COMPUTER MODELING IN THE DEVELOPMENT OF TECHNOLOGICAL PROCESSES FOR METAL PRESSURE PROCESSING (review)

M.S. Yashin¹, D.V. Kapitanenko¹, D.A. Melnikova¹

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

Abstract. Specialized software packages allow for the simulation of various plastic processing operations. Calculations are performed taking into account the properties of the deformed and tooling materials, as well as varying the process parameters of the deformation processes. This makes it possible to evaluate the manufacturability of various manufacturing schemes for deformed semi-finished products by analyzing various parameters, such as deformation, forces, temperature ranges, and others. This reduces the costs of direct experiments and the development of deformation technologies.

Keywords: pressure treatment, computer modeling, forging, stamping, rolling, finite elements, isothermal deformation

For citation: Yashin M.S., Kapitanenko D.V., Melnikova D.A. Peculiarities of computer modeling in the development of technological processes for metal pressure processing (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 23–32. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-23-32.

Введение

В настоящее время в машиностроении одним из основных способов получения полуфабрикатов для изготовления деталей из металлов и их сплавов [1, 2] является обработка давлением [3]. Суть такой обработки заключается в придании исходной заготовке формы и размеров, близких к параметрам готовой детали для уменьшения припусков под механическую обработку, а также в изменении структуры материала для получения требуемого комплекса механических свойств [4]. Наиболее распространенными операциями являются прокатка, штамповка, прессование и др. С помощью обработки давлением получают изделия из сталей и жаропрочных никелевых сплавов, полосы припоя и др. [5–7]. Для изготовления полуфабриката из труднодеформируемых металлов, таких как жаропрочные никелевые сплавы, применяют особые виды деформации, например деформацию заготовок в изотермических условиях [8]. В отличие от традиционных методов горячей деформации, при изотермической деформации температура инструмента максимально близка к температуре нагрева заготовки, что позволяет избежать интенсивного охлаждения заготовки и, как следствие, повышает ее пластичность.

С развитием машиностроения наиболее актуальными проблемами в области обработки давлением становятся снижение трудоемкости, увеличение производительности и коэффициента использования материала (уменьшение количества металла, который перерабатывается в стружку при механической обработке деформированного полуфабриката) [9]. Наиболее популярными технологическими решениями являются уменьшение габаритов заготовки и припусков под механическую обработку, получение полуфабриката, форма которого наиболее приближена к чистовой детали, и др.

При проектировании новых технологических процессов бывает недостаточно только теоретических расчетов. Для того чтобы удостовериться в пригодности разработанной технологии, необходимо отработать ее на практике. Однако проводить многочисленные натурные эксперименты зачастую бывает экономически нецелесообразно. Для решения этой задачи возможно применение компьютерного моделирования, которое позволит провести отработку новых технологий без проведения экспериментов с реальным металлом, исключая возникающие при этом экономические издержки [10].

В настоящее время существует множество специальных программных комплексов для проведения компьютерного моделирования различных процессов обработки металлов давлением, такие как QForm, Deform и др. [11]. В их основе используется метод конечных элементов, суть которого заключается в расчете процесса деформации в виде множества простых уравнений для каждой маленькой части всей заготовки. В специальном программном комплексе происходит разделение заданной заготовки, которую представляют в виде сетки – совокупности множества маленьких геометрических фигур, т. е. конечных элементов. Далее производится расчет на каждом отдельном элементе с использованием простых линейных уравнений, вычисляются перемещения, деформация, напряжение и др. Затем эти уравнения объединяются в матрицу, которая рассчитывается с учетом связей элементов между собой. Таким образом осуществляется оценка всего процесса деформации [12].

В стандартных базах данных таких программных комплексов зачастую содержатся сведения о реологических свойствах широкой номенклатуры металлов и сплавов, при моделировании можно задавать параметры температуры, скорости деформации, перемещения инструмента, а также учитывать смазочные материалы [13]. В результате моделирования можно оценить не только форму полученной заготовки, но и изменения усилий, температурных полей и деформации в процессе обработки давлением [14].

Основной целью данной работы является анализ современных возможностей специального программного комплекса для моделирования основных методов обработки металлов давлением.

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

Обзор примеров моделирования процессов обработки давлением

В работе [15] приведены результаты моделирования процессов прокатки листа из стали Ст10 толщиной 50 мм при температуре 1200 °С. Прокатку осуществляли за пять переходов, до толщины 2,8 мм. Перед процессом моделирования разработаны 3D-модели исходной заготовки и валков прокатного стана. Компьютерное моделирование в специальном программном комплексе показало (рис. 1), что отклонения по толщине после каждого перехода составили от 0,11 до 1,50 %. Усилия прокатки по расчетам снижались с 20,06 МН на первом переходе до 6,74 МН на последнем переходе. Эти значения не превышают допустимые величины усилия прокатного стана с длиной бочки рабочих валков 1600 мм. Таким образом, компьютерное моделирование показывает допустимость использования данного технологического процесса для получения листов из стали Ст10 требуемых размеров.

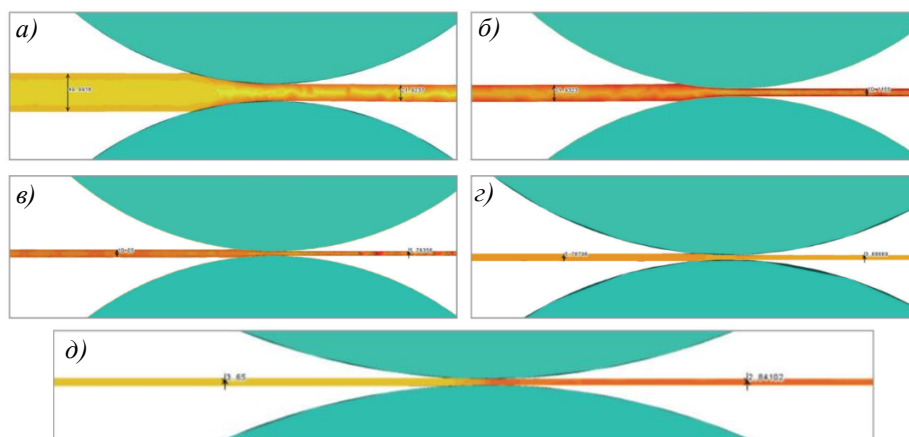


Рис. 1. Результаты компьютерного моделирования горячей прокатки листа из стали Ст10 на первом (а), втором (б), третьем (в), четвертом (г) и пятом (д) переходах [15]

Проведено моделирование процесса прокатки труб, по результатам которого осуществлена оценка параметров, определяющих сопротивление пластической деформации [16]. Процесс представлял собой прокатку трубы из стали Ст40 на плавающей оправке на двух валках при температуре 1200 °С. Коэффициент трения задавался по закону Зибеля.

Для оценки напряженно-деформированного состояния материала на поверхности заготовки заданы точки, параметры которых можно оценивать в любой момент времени при перемещении в процессе пластической деформации. После анализа построены графики изменения значений величины и скорости пластической деформации. В результате выявлены диапазоны изменений параметров, которые определяют сопротивление пластической деформации. В итоге с помощью компьютерного моделирования получены оптимальные значения скорости, величины деформации и диапазон температур металла.

В статье [17] показан процесс компьютерного моделирования прессования проволочного припоя из сплава ПОИп52 (сплав индия и олова) с использованием специального программного комплекса. Диаметр заготовки составил 20 мм. Цель данного

моделирования – не только определение геометрических и силовых параметров процесса, но и расчет температуры, поскольку материал припоя обладает низкой температурой плавления ($\sim 120^\circ\text{C}$), а при прессовании зачастую наблюдается сильный разогрев материала из-за высоких степеней деформации. Прессование осуществляли на прессе Д2428. Разработаны 3D-модели заготовки и оснастки. Скорость прессования составила 0,5; 1,0 и 3,0 мм/с, диаметр полученной проволоки достиг 2 мм.

В ходе анализа результатов моделирования выявлено значительное влияние скорости прессования на температуру процесса. При увеличении скорости в 6 раз температура металла возрастает на $\sim 40^\circ\text{C}$. При последовательном непрерывном прессовании четырех заготовок температура получаемой проволоки возрастает еще на $\sim 10^\circ\text{C}$, что связано с нагревом оснастки. Однако при прессовании большего количества заготовок дальнейшее повышение температуры материала не наблюдается и процесс стабилизируется. Максимально достигнутая температура на 87°C меньше допустимой, что означает пригодность использования данного технологического процесса для получения полуфабриката из сплава ПОИп52.

Моделирование процессов горячей объемной штамповки представлено в работе [18]. В специальном программном комплексе осуществлено моделирование изготовления поковки полуфабриката шестерни на горячем прессе. Материал заготовки – сталь 30ХГТ, начальная температура процесса и инструмента составила 1200 и 200°C соответственно, в качестве смазки выбрана водно-графитная суспензия. В ходе моделирования учитывали упругопластическую деформацию инструмента. Штамповку осуществляли за три перехода: осадка, предварительная и окончательная штамповка.

Как показали результаты моделирования (рис. 2), усилия составили 2,9; 7,7 и 12,4 МН при осадке, предварительной и окончательной штамповке соответственно. Максимальные растягивающие напряжения в процессе осадки возникают на боковой поверхности и не превышают 5 МПа, как и в случае с предварительной штамповкой, где эти значения не превышают 15 МПа. При окончательной штамповке происходила пробивка центрального отверстия, и именно в зоне отделения перемычки зафиксированы максимальные растягивающие напряжения, достигающие 70 МПа (рис. 3). Эти значения превышают предел прочности при растяжении для стали 30ХГТ при температуре 1100°C . Это означает осуществимость операции пробивки отверстия одновременно с окончательной штамповкой без возникновения трещин на остальном полотне полуфабриката.

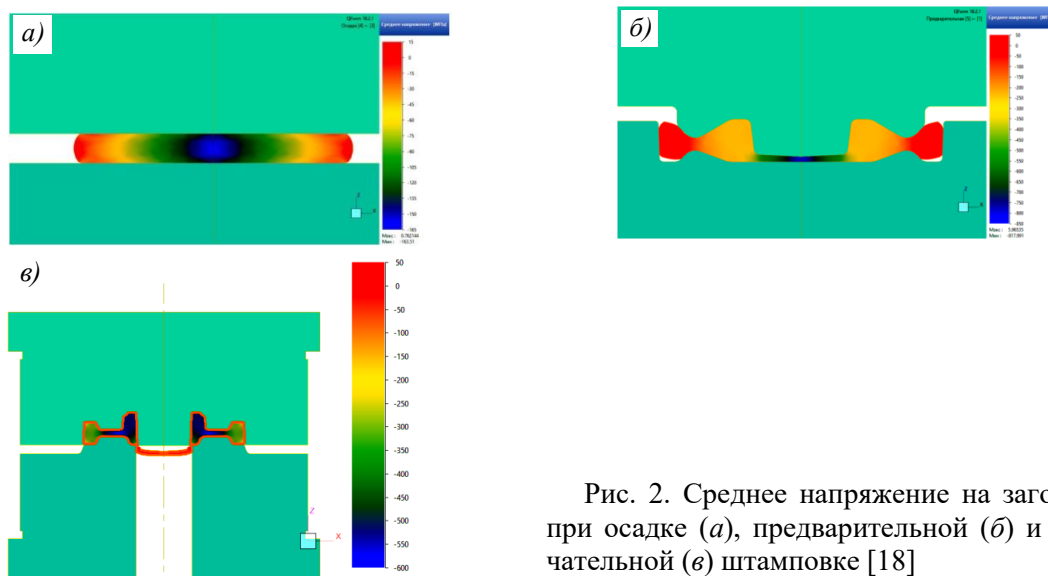


Рис. 2. Среднее напряжение на заготовке при осадке (а), предварительной (б) и окончательной (в) штамповке [18]

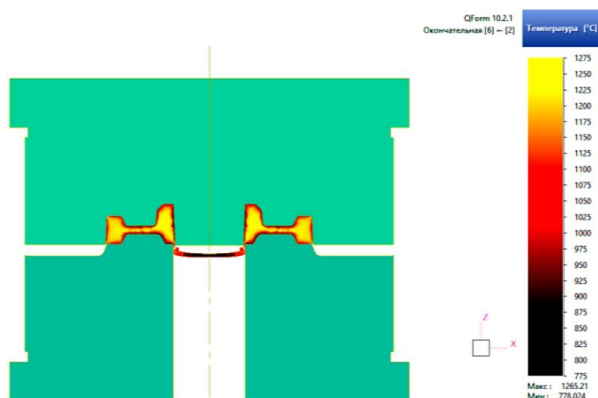


Рис. 3. Распределение полей температур в полуфабрикате при окончательной штамповке [18]

Моделирование также показало, что среднее значение температур в полуфабрикате составляет 1160 °С. Минимальные значения наблюдаются в зоне контакта инструмента и заготовки и составляют 800 °С. Кроме того, результаты моделирования подтвердили отсутствие торцевых заусенцев и выдавливание перемычки в зазор. В дополнении в работе проведен анализ действующих на инструмент напряжений. Сжимающие напряжения в области контакта штампа и заготовки составили $\sim(400\text{--}500)$ МПа, а растягивающие напряжения в угловых точках увеличились до 750 МПа, что не превышает предела текучести материала инструмента.

Таким образом, моделирование в специальном программном комплексе помогло проанализировать процесс горячей объемной штамповки шестерни с учетом совмещения с операцией пробивки. Результаты моделирования показали возможность реализации данной технологии.

В специальном программном комплексе возможно проводить моделирование процессов холодной штамповки, как показано в работе [19]. В данном случае с помощью компьютерного моделирования проведен анализ технологических усилий формоизменения в процессе пластических деформаций с учетом влияния смазочных жидкостей. При расчетах учитывали влияние двух видов смазок: графит с водой и фосфаты с мылом (рис. 4). Кроме того, проведено моделирование процесса без смазки (модель трения стали по стали). При расчетах использовали законы Кулона и Зибеля.

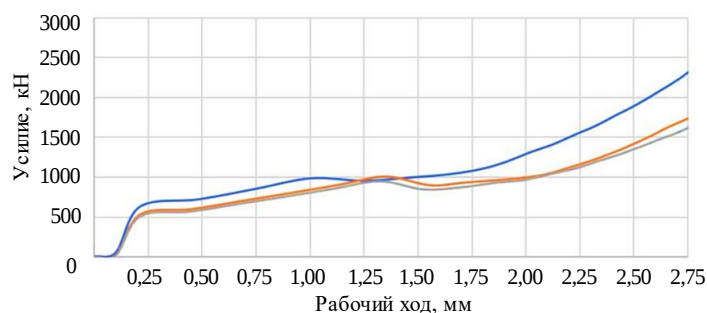


Рис. 4. Зависимости усилия от рабочего хода в процессе холодной штамповки без смазки (—) и при использовании в качестве смазки графита и воды (—), фосфатов и мыла (—) [19]

В результате компьютерного моделирования в специальном программном комплексе получены зависимости усилия от рабочего хода. Характер поведения кривых одинаков во всех трех случаях. Однако значения усилия при пластической деформации отличаются. Наиболее высокие значения достигаются при холодной штамповке без смазки, самые низкие – при использовании смазки на основе фосфатов и мыла. Таким

образом, благодаря компьютерному моделированию подобрана оптимальная смазка для осуществления процесса холодной штамповки.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ широко применяется компьютерное моделирование для разработки технологий обработки металлов давлением. Так, расчеты в специальном программном комплексе помогли оптимизировать технологию изготовления колец диаметром 500 мм из жаропрочного никелевого сплава ЭП648-ВИ [20]. Рассмотрены две технологические схемы изготовления полуфабриката: многократная деформация заготовки на плоских бойках и деформация заготовки в конусном штампе, который использовали в качестве подкладной нижней плиты. Обработку давлением осуществляли в изотермических условиях на вертикальном гидравлическом прессе.

Результаты расчетов в специальном программном комплексе показали, что при штамповке по схеме деформации на плоских бойках двух переходов недостаточно для формирования необходимого диаметра полуфабриката. Поскольку мощности прессы недостаточно для достижения нужных размеров, требуется осуществить три перехода осадки, после каждого из которых необходимо производить вырезку центральных отверстий. Кроме того, осадка по схеме на плоских бойках требует использования крупногабаритной заготовки. Это означает, что большая часть металла заготовки перерабатывается в стружку при изготовлении полуфабриката. Такая схема обработки давлением является нетехнологичной.

Альтернативным способом получения требуемого полуфабриката является осадка с использованием конической нижней плиты, которая центрируется по центральному отверстию в заготовке (рис. 5). Такая схема обработки позволяет металлу заготовки свободно перемещаться вниз без значительных сопротивлений. Кроме того, предполагается увеличение диаметра заготовки до требуемого без увеличения усилий прессы.

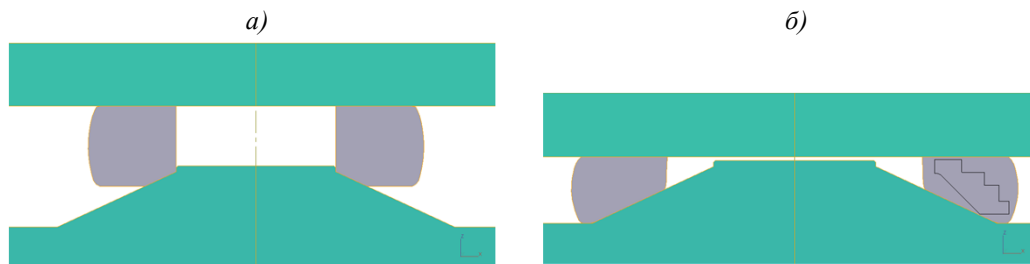


Рис. 5. Моделирование второго перехода деформации: *а* – начало перехода; *б* – конец перехода, в область заготовки вписан контур детали после чистовой обработки [20]

Согласно расчетам, высоту исходной заготовки для этой схемы осадки можно уменьшить в ~2 раза. Первый переход осуществляли на плоских бойках со степенью деформации 50 %. Затем вырезали центральное отверстие. Далее рассчитывали угол наклона конуса для проектирования оснастки под второй переход. В специальном программном комплексе проведено моделирование осадки с различными углами наклона конуса. По результатам моделирования подобран оптимальный угол наклона конуса, составивший 25 градусов. После проведения окончательного моделирования выявлено, что размеры полученного полуфабриката удовлетворяют необходимым размерам с учетом технологических припусков под изготовление образцов. Усилия деформации (рис. 6) снижены по сравнению с первой технологической схемой за счет скольжения по конусной оправке, а количество переходов сокращено до двух. Анализ полей температур показал (рис. 7), что температура заготовки в процессе деформации находится в оптимальном диапазоне, который соответствует условиям получения требуемой структуры. Таким образом, компьютерное моделирование позволило определить наиболее технологичную схему изготовления полуфабриката методом изотермической штамповки.

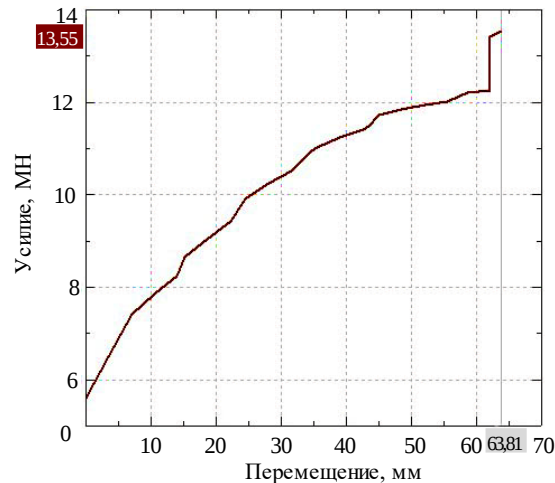


Рис. 6. Зависимость усилий прессы от перемещения инструмента в процессе второго перехода [20]

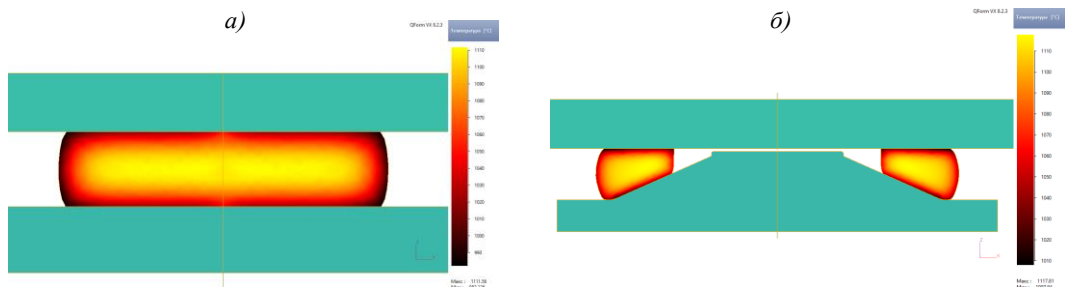


Рис. 7. Температурные поля заготовки в процессе первого (а) и второго (б) переходов [20]

Кроме того, в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны реологические модели материалов, в частности алюминиевого деформируемого сплава 1163 [21]. Собраны данные о напряжении деформируемого материала при разных температурах, скоростях и степенях деформации. Эксперименты осуществляли на небольших цилиндрических образцах. Для интегрирования экспериментальных данных о реологических свойствах сплава в специальный программный комплекс применена эмпирическая модель Хензеля–Шпиттеля с девятью неизвестными коэффициентами, рассчитанными по методу Левенберга–Марквардта. Кроме того, в реологической модели сплава 1163 учтены физические свойства материала.

Проверку полученной модели материала осуществляли с помощью сравнительного анализа зависимостей напряжения течения от степени деформации. Кроме того, рассчитаны средняя ошибка и коэффициент детерминации. Расчеты показали, что характер зависимостей совпадает, размер средней ошибки не превосходит 10. Коэффициенты детерминации составляют 0,95 и 0,97 для модели холодной и горячей штамповки соответственно. Это свидетельствует о высокой степени точности полученной модели поведения сплава 1163 при обработке давлением, что подтвердили и последующие эксперименты, результаты которых сравнили с данными моделирования. Таким образом, получена возможность осуществлять компьютерное моделирование процессов деформации на алюминиевом сплаве 1163. Подобную методику можно применять для разработки реологических моделей других материалов.

Заключения

Компьютерное моделирование нашло широкое применение в машиностроении. Оно позволяет воспроизводить различные операции обработки давлением, такие как

штамповка, прокатка, прессование. Расчеты проводятся с учетом свойств деформируемых материалов и оснастки, а также технологических параметров процессов деформации. Благодаря вычислениям в специальном программном комплексе представляется возможность оценивать технологичность той или иной схемы изготовления полуфабрикатов путем анализа таких данных, как деформация, усилия, диапазон температурных полей и др. При необходимости скорректировать технологический процесс и выбрать наиболее оптимальную схему изготовления полуфабриката компьютерное моделирование позволяет сократить затраты материала, экономические издержки, время на проведение испытаний и отработку технологий. Кроме того, базы реологических моделей специального программного комплекса можно пополнять за счет экспериментальных данных с помощью эмпирической модели Хензеля–Шпиттеля и расчетов по методу Левенберга–Марквардта. Компьютерное моделирование процессов обработки давлением в специальном программном комплексе является одним из приоритетных направлений в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Дуюнова В.А., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В. Долговечность поковок и штамповок из сплава ВТ6 для деталей газотурбинных двигателей и авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 23–35. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
2. Латушкин И.А., Яшин В.В., Суздальцев Е.А., Арышенский Е.В. Математическая модель расчета контактных напряжений при горячей прокатке полос из алюминиевых сплавов на пятиклетевом стане непрерывной прокатки // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 4 (81). С. 15–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-15-22.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Сторожев М.В., Попов А.Е. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977. 432 с.
5. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № S. С. 52–57.
6. Афанасьев-Ходыкин А.Н., Лукин В.И., Рыльников В.С. Высокотехнологичные полуфабрикаты жаропрочных припоев (ленты и пасты на органическом связующем) // *Труды ВИАМ*. 2013. № 9. С. 8–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.04.2026).
7. *Авиационные материалы: справочник в 9 т. / под общ ред. А.Т. Туманова*. М.: ОНТИ, 1989. Т. 3: Жаропрочные стали и сплавы. 566 с.
8. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № S. С. 129–141.
9. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // *Директор по маркетингу и сбыту*. 2017. № 5–6. С. 40–44.
10. Оспенникова О.Г., Бубнов М.В., Капитаненко Д.В. Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № S. С. 141–147.
11. Цепин М.А., Бегнарский В.В., Лисунец Н.Л., Синицын М.В., Ерохов М.А. Использование специализированных программ при разработке технологических процессов обработки металлов давлением // *Цветные металлы*. 2007. № 5. С. 98–101.
12. Власов А.В., Стебунов С.А., Евсюков С.А., Биба Н.В., Шитиков А.А. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объемной штамповки. М.: Изд-во МГТУ им Н.Э. Баумана, 2019. 384 с.

13. 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: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-37-46.
14. Стебунов С.А., Биба Н.В. Qform – программа, созданная для технологов // *Кузнечно-штамповочное производство*. 2004. № 9. С. 38–43.
15. Олимжонов Ж.О., Шербутаев Н.И., Татару А.С. Сравнительный анализ результатов моделирования процесса прокатки горячекатаного листового проката в среде QForm VX с техническими характеристиками ЛПК АО «Узметкомбинат» // *Литье и металлургия*. 2024. № 1. С. 55–59.
16. Аль-Кхузаи А.С.О., Широков В.В., Выдрин А.В. Определение диапазона изменения параметров напряженно-деформированного состояния металла при непрерывной прокатке труб // *Вестник ЮУрГУ. Сер.: Металлургия*. 2019. Т. 19. № 1. С. 74–79.
17. Радионова Л.В., Фаизов С.Р., Громов Д.В., Ермаков И.Н. Компьютерное моделирование температурных режимов при полунепрерывном прямом прессовании легкоплавких материалов // *Вестник ЮУрГУ. Сер.: Металлургия*. 2020. Т. 20. № 4. С. 30–38.
18. Тепин Н.В., Дьяконова Л.Ю., Тепина Н.Н. Компьютерное моделирование технологии штамповки детали «шестерня» // *Вестник Приамурского государственного университета им. Шолом-Алейхема*. 2023. № 1 (50). С. 55–64.
19. Цепляев И.К. Исследование процесса холодной штамповки при различных режимах трения // *Известия ТулГУ. Технические науки*. 2023. № 4. С. 354–356.
20. Шпагин А.С., Капитаненко Д.В., Моисеев Н.В., Баженов А.Р. Разработка технологии изготовления кольцевых заготовок из сплава ЭП648-ВИ методом изотермической штамповки на воздухе с использованием маломощных гидравлических прессов // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). С. 17–26. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-17-26.
21. Шпагин А.С., Баженов А.Р., Антипов К.В., Оглодкова Ю.С. Построение реологической модели деформируемого алюминиевого сплава 1163 для компьютерного моделирования процессов обработки металлов давлением // *Труды ВИАМ*. 2024. № 10 (140). С. 24–33. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-24-33.

References

1. Duyunova V.A., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V. Fatigue strength of forgings from VT6 alloy for parts of gas turbine engines and aircrafts. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 23–35. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
2. Latushkin I.A., Yashin V.V., Suzdaltsev E.A., Aryshensky E.V. Mathematical model for calculating contact stresses during hot rolling of aluminum alloy strips on a five-ring continuous rolling mill. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 15–22. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-15-22.
3. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
4. Storozhev M.V., Popov A.E. *Theory of metal forming*. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 432 p.
5. Lomberg B.S., Ovsepyan S.V., Bakradze M.M., Mazalov I.S. High-temperature heat resisting nickel alloys for details of gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 52–57.
6. Afanasev-Hodykin A.N., Lukin V.I., Ryl'nikov V.S. High-tech semi-finished high-temperature solders (tape and paste on an organic binder). *Trudy VIAM*, 2013, no. 9, pp. 8–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 16, 2026).
7. *Aviation materials: a reference book in 9 vols*. Ed. A. T. Tumanov. Moscow: ONTI, 1989, vol. 3: Heat-resistant steels and alloys, 566 p.

8. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Complex innovative technology of isothermal punching on air in mode of superplasticity of disks from superhot strength alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 129–141.
9. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft manufacturing and industry: present and future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
10. Ospennikova O.G., Bubnov M.V., Kapitanenko D.V. Computer modeling of metal working processes by pressure. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 141–147.
11. Tsepin M.A., Begnarsky V.V., Lisunets N.L., Sinitsyn M.V., Erokhov M.A. Use of specialized programs in the development of technological processes for metal forming. *Tsvetnye metally*, 2007, no. 5, pp. 98–101.
12. Vlasov A.V., Stebunov S.A., Evsyukov S.A., Biba N.V., Shitikov A.A. *Finite element modeling of technological processes of forging and die stamping*. Moscow: Publ. house of Bauman MSTU, 2019, 384 p.
13. 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 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-37-46.
14. Stebunov S.A., Biba N.V. Qform – a program created for technologists. *Kuznechno-shtampovoechnoe proizvodstvo*, 2004, no. 9, pp. 38–43.
15. Olimzhonov Zh.O., Sherbutaev N.I., Tataru A.S. Comparative analysis of the results of modeling the rolling process of hot-rolled sheet metal in the QForm VX environment with the technical characteristics of the rolling mill of JSC Uzmetskombinat. *Litye i metallurgiya*, 2024, no. 1, pp. 55–59.
16. Al-Khuzai A.S.O., Shirokov V.V., Vydrin A.V. Determination of the range of change in the parameters of the stress-strain state of metal during continuous rolling of pipes. *Vestnik YUUGU. Ser.: Metallurgiya*, 2019, vol. 19, no. 1, pp. 74–79.
17. Radionova L.V., Faizov S.R., Gromov D.V., Erdakov I.N. Computer Modeling of Temperature Regimes during Semi-Continuous Direct Pressing of Low-Metal Materials. *Vestnik YUUGU. Ser.: Metallurgiya*, 2020, vol. 20, no. 4, pp. 30–38.
18. Tepin N.V., Dyakonova L.Yu., Tepina N.N. Computer Modeling of Stamping Technology for the Gear Part. *Vestnik Priamurskogo gosudarstvennogo universiteta im. Sholom-Aleykhema*, 2023, no. 1 (50), pp. 55–64.
19. Tseplyaev I.K. Study of the cold stamping process under various friction conditions. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskiye nauki*, 2023, no. 4, pp. 354–356.
20. Shpagin A.S., Kapitanenko D.V., Moiseev N.V., Bazhenov A.R. Development of the technology for manufacturing ring blanks made of EP648-VI alloy by isothermal air forging using low-power hydraulic presses. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 17–26. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-17-26.
21. Shpagin A.S., Bazhenov A.R., Antipov K.V., Oglodkova Yu.S. Construction of a rheological model of deformable aluminum alloy 1163 for computer simulation of metal pressure processes. *Trudy VIAM*, 2024, no. 10 (140), pp. 24–33. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-10-24-33.

Информация об авторах

Яшин Максим Сергеевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Мельникова Дарья Андреевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Daria A. Melnikova, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 06.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.06.2026.
The article was submitted 06.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 03.06.2026.

Научная статья

УДК 621.791

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-33-46

ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД33

М.Д. Пантелеев¹, А.Ю. Финк¹, А.В. Свиридов¹, З.С. Дементьев¹

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

Аннотация. Приведены сравнительные исследования лазерной и аргоно-дуговой наплавки алюминиевого сплава АД33. Исследована свариваемость и выбран присадочный материал для наплавки. По результатам неразрушающего томографического контроля отработаны режимы сварки, обеспечивающие бездефектное формирование наплавленного металла. Сравнительный анализ влияния сварочно-термического цикла на структуру и распределение микротвердости в поперечном сечении наплавленных образцов из алюминиевого сплава АД33 показал преимущества лазерной сварки перед аргоно-дуговой.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, свариваемость, горячие трещины, присадочная проволока, восстановительная наплавка, лазерная сварка, аргоно-дуговая сварка

Для цитирования: Пантелеев М.Д., Финк А.Ю., Свиридов А.В., Дементьев З.С. Лазерная наплавка алюминиевого сплава АД33 // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 33–46. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-33-46.

Scientific article

LASER CLADDING OF ALUMINUM ALLOY AD33

M.D. Panteleev¹, A.Yu. Fink¹, A.V. Sviridov¹, Z.S. Dementev¹

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

Abstract. The paper compares laser and argon-arc cladding for aluminum alloy AD33. Weldability was studied, then a suitable filler material was selected for cladding. Following non-destructive tomographic testing were tested welding modes, providing defect-free cladding. A comparative analysis of the welding thermal cycle on the microstructure and microhardness distribution in the cross-section of cladded samples from AD33 aluminum revealed the superior performance of laser cladding over argon-arc cladding.

Keywords: aluminum alloys, weldability, hot cracks, filler wire, restoration cladding, laser cladding, argon-arc cladding

For citation: Panteleev M.D., Fink A.Yu., Sviridov A.V., Dementev Z.S. Laser cladding of aluminum alloy AD33. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 33–46. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-33-46.

Введение

Современные тенденции создания высокотехнологичных летательных аппаратов требуют постоянного усовершенствования материалов. К материалам, используемым в авиационной промышленности, предъявляются жесткие, зачастую противоречивые требования: они должны обеспечивать максимальную надежность при минимальной

массе. Данные требования стимулируют непрерывные исследования материалов, способных обеспечить необходимые характеристики. Так, конструкционные материалы в авиации должны обладать высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, термической стабильностью и технологичностью. Несмотря на активное внедрение полимерных композиционных материалов, алюминиевые сплавы сохраняют свою актуальность благодаря отработанным технологиям производства, предсказуемости поведения, ремонтпригодности, а также относительно низкой стоимости производства и эксплуатации.

Алюминий и сплавы на его основе по объемам производства занимают второе место после стали, что объясняется удачным набором характеристик. Алюминий – один из наиболее распространенных элементов на Земле, он занимает четвертое место после кислорода, водорода и кремния и первое место среди металлов. Масса всего алюминия составляет 5,5 % от общей массы атомов земной коры, таким образом, запасы алюминиевого сырья на Земле можно считать неограниченными. Все перечисленное является достаточно мощным стимулом для расширения применения алюминиевых сплавов как в авиакосмической технике (в основном благодаря применению новых, более прочных и долговечных сплавов), так и в других областях машиностроения – наземном, водном и трубопроводном транспорте, автомобилестроении, нефтегазодобывающей и медицинской технике, бытовых приборах и оборудовании, электротехнике, строительстве, сельском хозяйстве и др. [1–7].

В качестве конструкционных материалов для большого количества деталей авиационного назначения широко применяются сплавы системы легирования Al–Mg–Si (табл. 1 и 2).

Таблица 1

Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Si, применяемые в авиации

Маркировка СССР	Маркировка РФ (ГОСТ 4784–2019)	Международная маркировка (ИСО 209-1)
АД31	1310	6063
АД33	1330	6061
АД35	1350	6082
АВ	1340/В-1341	6351/6151
–	В-1381	6013

Таблица 2

Химический состав промышленных сплавов системы Al–Mg–Si
по ГОСТ 4784–2019

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)				
	Mg	Si	Cu	Mn	Cr
АД31	0,4–0,9	0,3–0,7	–	–	–
АД33	0,8–1,2	0,4–0,8	0,15–0,40	–	0,15–0,35
АД35	0,8–1,4	0,8–1,2	–	0,5–0,9	–
АВ	0,45–0,90	0,5–1,2	0,1–0,5	0,15–0,35	–

Интерес к данной группе сплавов обусловлен комплексом ценных свойств: технологичностью, коррозионной стойкостью и высокой пластичностью (табл. 3).

Таблица 3

Механические свойства прессованных полуфабрикатов из сплавов Al–Mg–Si

Сплав	Состояние	σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ , %
АД31	T1	240	200	90
	T	170	80	
	M	100	50	
АД33	T1	320	270	110
	T	230	130	
	M	130	80	

Сплавы данной системы применяются в промышленности как в естественно, так и в искусственно состаренном состояниях. Обрабатываемость резанием таких сплавов в отожженном состоянии неудовлетворительная, после проведения термической обработки – удовлетворительная, поэтому механическая обработка серийно изготавливаемых деталей проводится, как правило, после проведения термической обработки. Сплавы системы Al–Mg–Si удовлетворительно свариваются аргоно-дуговой, роликовой и точечной сваркой, что обусловлено значительным разупрочнением под воздействием сварочно-термического цикла, а также высокой склонностью к образованию горячих трещин (рис.1) – особенно в сплавах с содержанием 0,3–0,5 % Si, т. е. в сплавах с максимально эффективным интервалом кристаллизации. Область применения алюминиевого сплава АД33 охватывает детали, испытывающие в работе умеренные механические нагрузки, при одновременном требовании высокой коррозионной стойкости. Материал и созданные на его основе сварные конструкции сохраняют работоспособность при температурах до 200 °С, что, например, обуславливает его использование в климатических системах воздушных судов. Благодаря своим свойствам сплав АД33 может использоваться в криогенных установках для элементов трубопроводных систем, а также в качестве материала для прессованных заготовок в кораблестроении и строительной индустрии [8–16].

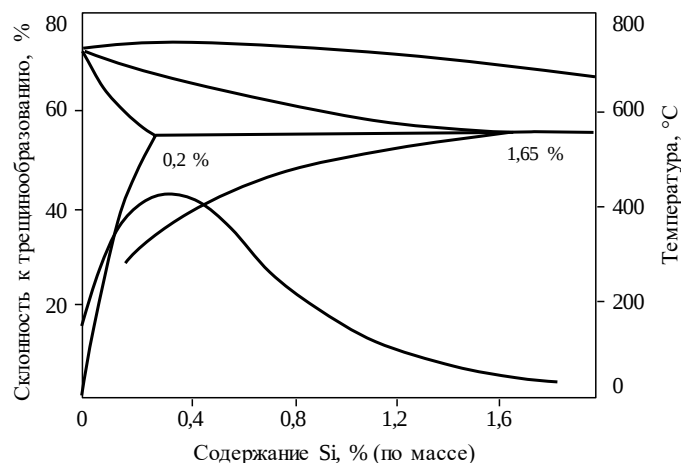


Рис. 1. Трещинообразование в сплавах системы Al–Mg–Si при сварке [14]

Ремонтопригодность деталей из алюминиевых сплавов – это основное эксплуатационное преимущество по сравнению со многими композитами. Восстановление алюминиевых конструкций возможно с помощью стандартных методов: сварки, наплавки, механической обработки. Восстановительная наплавка, занимая особое место, позволяет значительно продлевать ресурс дорогостоящих деталей в машиностроении

и авиастроении. По сравнению с полной заменой, наплавка обеспечивает сокращение продолжительности и стоимости ремонта, а также сохранение оригинальной базовой конструкции. Ключевыми задачами являются обеспечение прочной связи наплавленно-го материала с основой, минимальная зона термического влияния, отсутствие дефектов и достижение свойств, сопоставимых с характеристиками основного материала. Особенно важно иметь возможность проводить локальный ремонт – например, восстановление посадочных или контактных поверхностей, поврежденных в процессе эксплуатации или сборки. Это повышает экономическую эффективность, увеличивает общий ресурс изделия и вариативность его обслуживания. Использование современных технологий, таких как лазерная наплавка, позволяет снизить трудоемкость восстановления детали, повысить весовую эффективность и коэффициент использования материала. В контексте восстановительного ремонта лазерная наплавка представляет значительный интерес. Главные ее достоинства (по сравнению с аргоно-дуговой наплавкой) заключаются в минимальном тепловложении и высокой точности процесса. Лазерный луч обеспечивает локальный и кратковременный нагрев, что сохраняет структуру основного термочувствительного алюминиевого сплава. Благодаря высокой скорости охлаждения наплавленный слой получается однородным, с мелкозернистой структурой. Процесс также легко поддается автоматизации, что обеспечивает отличную повторяемость с формированием ровной поверхности и минимальным припуском на последующую механическую обработку. В качестве присадочного материала могут использоваться металлопорошковая композиция или проволока. При этом наплавка проволокой обладает рядом преимуществ: более низкой стоимостью серийного присадочного материала, высоким коэффициентом использования, повышенной производительностью, а также простотой и безопасностью оборудования. Выбор состава присадочной проволоки является критически важным и определяется требованиями свариваемости с основным материалом, необходимостью обеспечения требуемых механических и коррозионных свойств наплавленного слоя [17–21].

Однако, несмотря на очевидные преимущества, вопросы оптимизации состава присадочной проволоки и режимов лазерной наплавки для восстановления ответственных деталей из сплава АД33 с обеспечением высоких эксплуатационных характеристик (прочности, коррозионной стойкости, отсутствия дефектов) требуют дополнительных исследований. Цель данной работы – проведение сравнительных исследований двух методов восстановления алюминиевых деталей: аргоно-дуговой и лазерной наплавки.

Внешний вид типовой детали для восстановительной наплавки показан на рис. 2. Корпус компрессорного агрегата представляет собой деталь для выполнения ремонтных работ по восстановлению рабочих цилиндрических поверхностей. Благодаря технологиям наплавки появляется возможность восстановления посадочной поверхности, испорченной при некорректной механической обработке, что позволяет кратно увеличить экономическую эффективность производства.



Рис. 2. Внешний вид корпуса компрессорного агрегата

Материалы и методы

В качестве исходного материала для наплавки использовали конструктивно-подобные образцы (втулки) из алюминиевого сплава АД33 в виде прутка после термической обработки. Присадочным материалом служила проволока марок Св-АК5 и Св-АМг6 диаметром 1,2 мм. Подготовка поверхностей втулок перед наплавкой включала химическое травление и механическую зачистку (шабрение) кромок. Данная операция выполнена в соответствии с требованиями производственной инструкции ПИ 1.4.1555–2000, регламентирующей аргоно-дуговую сварку алюминиевых и магниевых сплавов в атмосфере инертных газов. Эскиз опытного образца, а также зоны наплавки (красные линии) приведены на рис. 3.

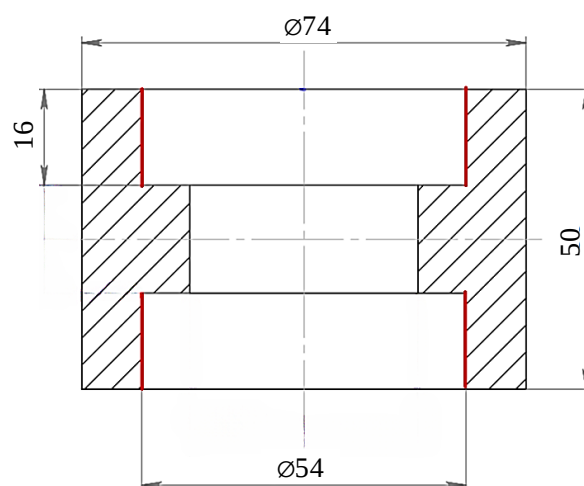


Рис. 3. Эскиз заготовки и места под наплавку

Автоматическую аргоно-дуговую сварку выполняли на комплексе дуговой сварки КДС-29.

Процесс лазерной наплавки осуществляли на роботизированном комплексе, оснащенном установкой для гибридной лазерной сварки с максимальной выходной мощностью 8 кВт. Все основные технологические параметры, включая скорость перемещения источника нагрева, мощность лазерного излучения, скорость подачи проволоки, а также траекторию движения инструмента, программировали и контролировали с помощью управляющей системы данного комплекса.

Процесс лазерной и аргоно-дуговой наплавки проводили в специальном вращателе; схема воздействия сварочных источников, расположения трубки подачи защитного газа и подачи присадочной проволоки для наплавки представлена на рис. 4.

Оценка формирования проплава и усиление наплавленного шва происходила по ГОСТ EN 4678–2016.

Неразрушающий контроль проводили методом рентгеновской компьютерной томографии на синтезированных изделиях по методике из ТР 1.2.2961–2021.

Для выполнения металлографического анализа изготовлены поперечные микрошлифы. Процедуру травления проводили с использованием стандартного реактива Келлера в соответствии с методическими рекомендациями МР 21-31–85. Изучение макроструктуры подготовленных образцов выполняли с помощью бинокулярного микроскопа. Анализ микроструктуры осуществляли на оптическом металлографическом микроскопе с применением увеличения $\times 50$.

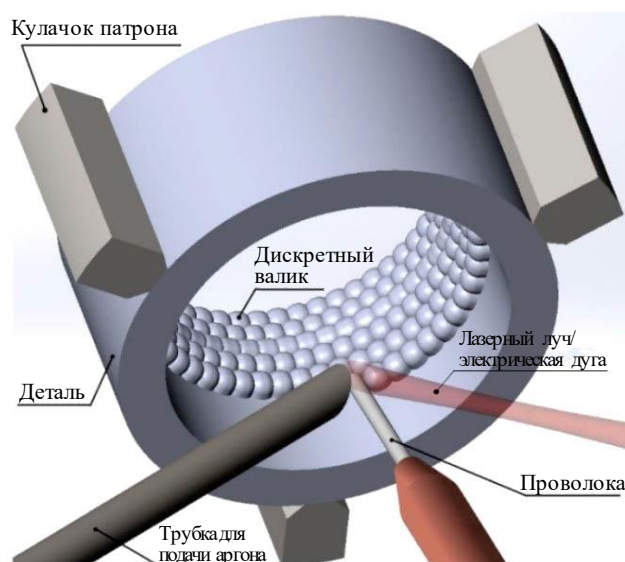


Рис. 4. Схема лазерной и аргоно-дуговой наплавки конструктивно-подобного образца (втулки) из алюминиевого сплава АД33

Для оценки влияния термического цикла лазерной и аргоно-дуговой наплавки проведены замеры микротвердости наплавленных образцов. Вырезку шлифов проводили согласно схеме на рис. 5, измерения – согласно схеме на рис. 6 (нулевая точка находится на границе наплавки).

Следующий этап работы – оценка микротвердости полученных сварных соединений. Процедуру измерений выполняли согласно требованиям межгосударственного стандарта ГОСТ Р ИСО 6705-1–2007. При проведении испытаний к индентору прикладывали нагрузку, равную 9,8 Н (HV_1).

Наплавку литого корпуса компрессорного агрегата проводили с использованием специализированной оснастки, которая позволяет минимизировать возникающие погрешности от работы скоординированной пары и упрощает процесс написания управляющей программы.

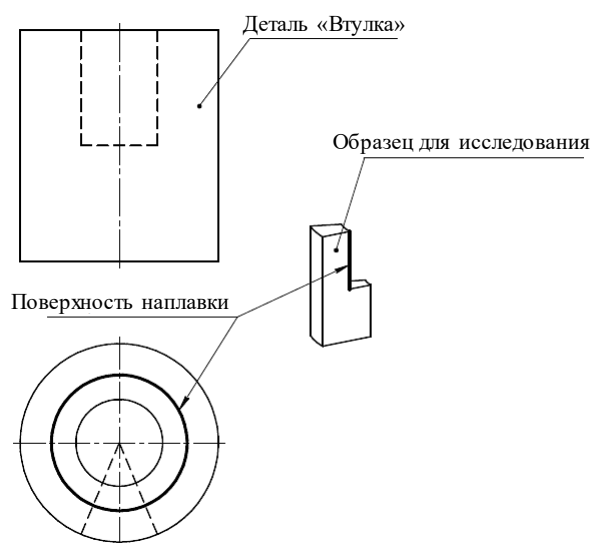


Рис. 5. Схема вырезки шлифов для проведения металлографического исследования и замера микротвердости

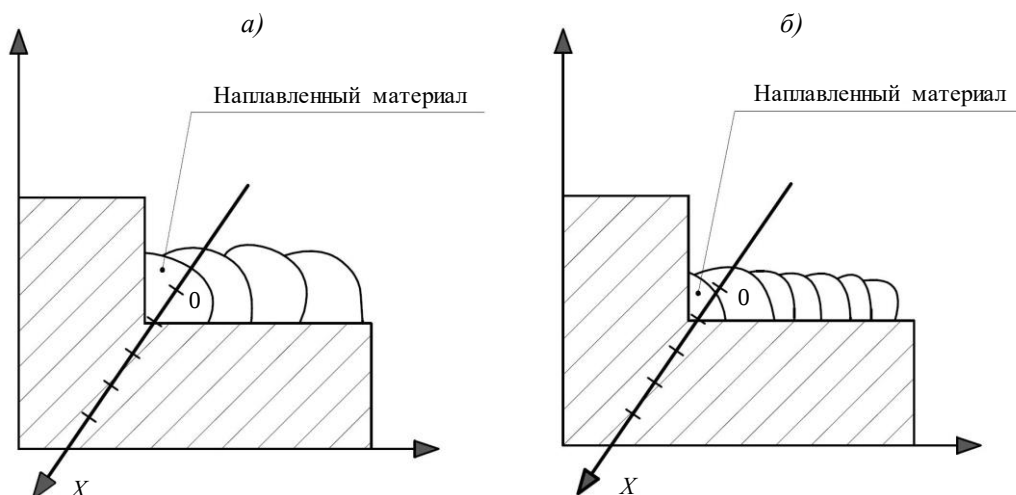


Рис. 6. Схема замеров микротвердости на образцах, полученных методами аргоно-дуговой (а) и лазерной (б) наплавки

Результаты и обсуждение

В зоне термического влияния при сварке алюминиевых сплавов, подвергнутых упрочняющей термообработке, неизбежно протекают структурно-фазовые превращения. Под воздействием тепла на разном удалении от шва, определяемом температурой и продолжительностью выдержки, происходит дезинтеграция пересыщенного твердого раствора, что сопровождается выделением и последующим укрупнением дисперсных упрочняющих частиц, а также возможным растворением существующих фаз. Данные превращения напрямую влияют на эксплуатационные характеристики металла, приводя к изменению прочностных и пластических свойств, а также коррозионной стойкости. Наиболее критичным дефектообразующим явлением, характерным для таких сплавов, является локальное оплавление границ зерен в основном металле, который непосредственно примыкает к шву. Этот процесс вызывает снижение прочности сварного соединения и служит частой причиной образования горячих трещин [21].

Критическая скорость растяжения при сварке без присадки небольшая (1,04 мм/мин), что подтверждает необходимость применения присадочных материалов для заблаговременного повышения технологической свариваемости. Так, проволоки марок Св-АМг6 и Св-АК5 увеличивают показатель критической скорости растяжения до 1,9 и 2,5 мм/мин соответственно. Возрастание значений объясняется улучшением характеристик сварочной ванны и уменьшением риска появления горячих трещин. Проволока марки Св-АК5 содержит ~5 % кремния, что значительно повышает жидкотекучесть расплава, снижает температуру кристаллизации и эффективно модифицирует структуру шва, уменьшая межкристаллитные напряжения. Кроме того, данный присадочный материал обеспечивает лучшее раскисление и формирование мелкозернистой структуры в наплавленном слое, что в совокупности с более высокой допустимой скоростью деформирования делает его оптимальным для обеспечения технологической прочности при наплавке сплава АД33. Поэтому для дальнейших работ по наплавке сплава АД33 использовали проволоку марки Св-АК5.

Так, с целью выявления дефектов в образцах проведено томографическое исследование. Результаты исследования показали отсутствие критических дефектов, таких как поры, несплавления и трещины в наплавленном слое (рис. 7).

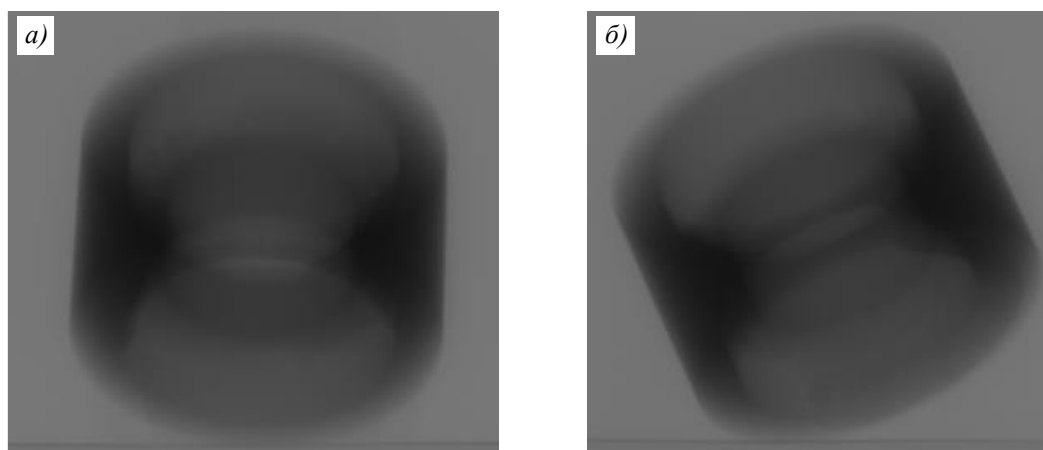


Рис. 7. Результат проведения томографического исследования втулок, наплавленных автоматической аргоно-дуговой (а) и лазерной (б) сваркой

Для углубленной оценки свариваемости при лазерной сварке проведен сравнительный анализ микроструктуры и полей микротвердости на поперечных шлифах образцов. Сравнивались результаты, полученные с использованием двух различных технологий: автоматической аргоно-дуговой и лазерной наплавки (рис. 8).

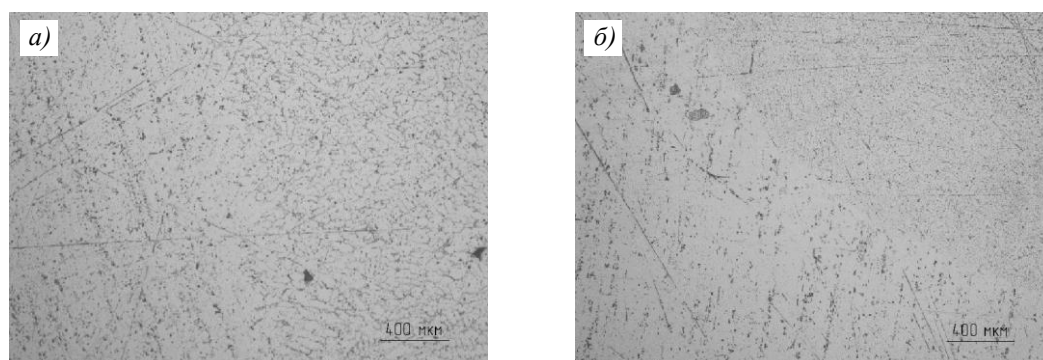


Рис. 8. Макроструктуры ($\times 10$) наплавленных образцов, выполненных автоматической аргоно-дуговой (а) и лазерной (б) сваркой

В наплавленном слое, полученном методом автоматической аргоно-дуговой сварки, формируется микроструктура, состоящая из полиэдрических зерен размером 110–151 мкм, которая не имеет дендритного характера. Отсутствие дендритной морфологии связано с незначительным градиентом температур, характерным для данного процесса (рис. 9).

В зоне, прилегающей к линии сплавления, структура наплавленного металла также состоит из полиэдрических зерен, размер которых аналогичен размеру зерна в наплавленной зоне.

В области линии сплавления под влиянием высоких скоростей охлаждения формируется мелкозернистая структура с размером зерен 30–80 мкм. Ширина этой зоны достигает ~260 мкм (рис. 9). В отличие от этой зоны, в зоне термического влияния наблюдается структура с зернами размером до 120 мкм (рис. 10), что практически соответствует размеру зерен в исходном материале (95–150 мкм), как показано на рис. 11.

Ключевой особенностью микроструктуры наплавленного слоя, сформированного лазерной сваркой, является мелкое зерно размером 60–70 мкм, что отражено на рис. 12.

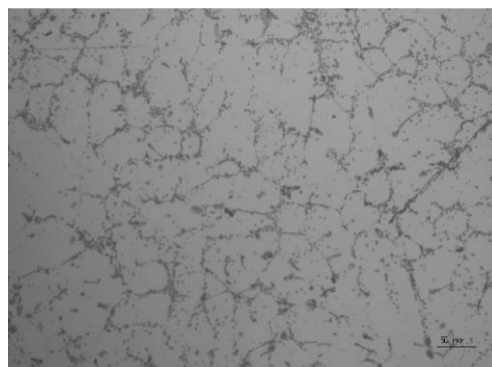
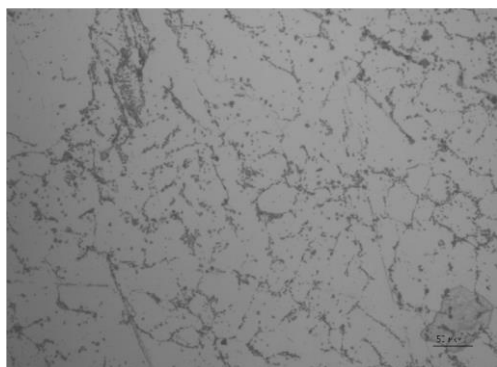


Рис. 9. Микроструктуры ($\times 50$) наплавленного образца, выполненного методом автоматической аргоно-дуговой сварки

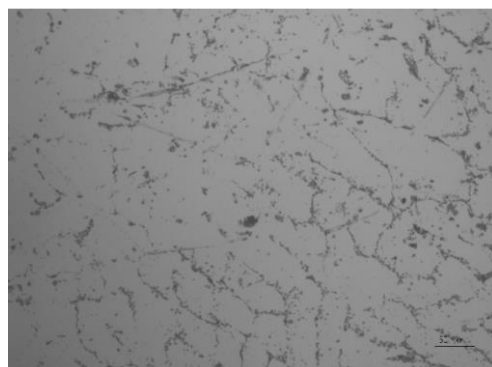
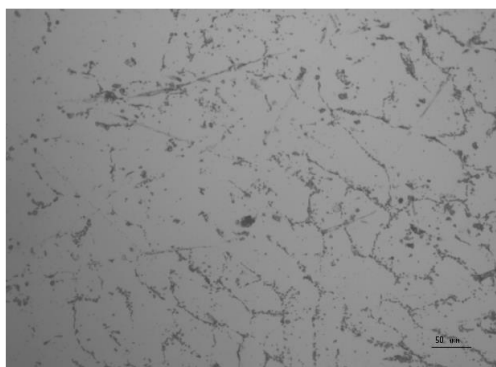


Рис. 10. Микроструктуры ($\times 50$) зоны термического влияния наплавленного образца, выполненного методом автоматической аргоно-дуговой сварки

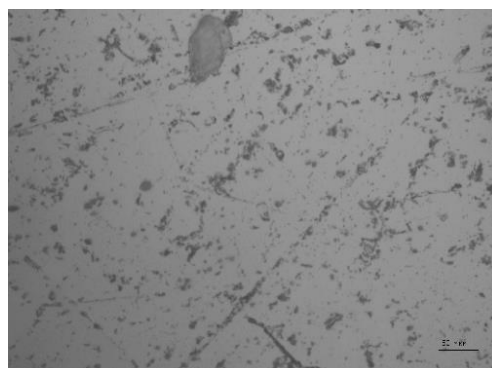
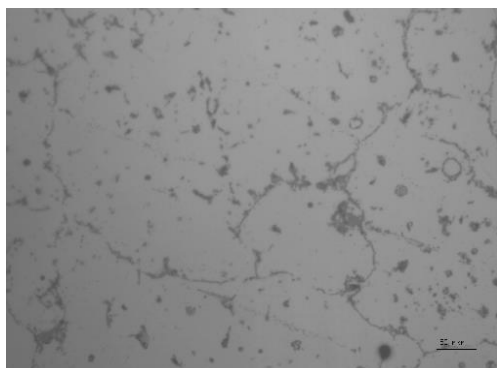


Рис. 11. Микроструктуры ($\times 50$) основного материала

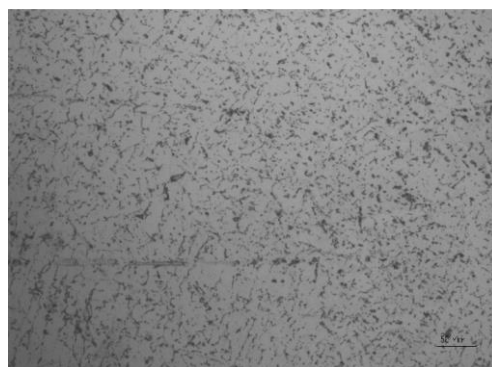


Рис. 12. Микроструктуры ($\times 50$) наплавленного образца, выполненного лазерной сваркой

Характерной особенностью зоны, прилегающей к границе сплавления, является формирование ориентированной структуры, представленной дендритами размером от 110 до 156 мкм (рис. 13). При этом в зоне термического влияния зерно основного металла претерпевает укрупнение, достигая 110 мкм.

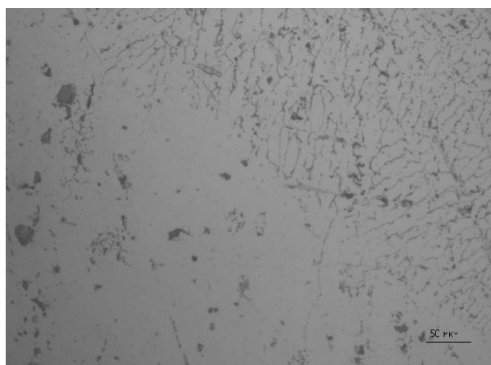


Рис. 13. Микроструктура ($\times 50$) зоны термического влияния и линии сплавления образца, выполненного методом лазерной сварки

Анализ графиков микротвердости (рис. 14) демонстрирует принципиальные различия в термическом воздействии двух методов наплавки на алюминиевый сплав АД33. Лазерная наплавка обеспечивает значительно меньшее разупрочнение основного материала до 130 HV₁. При этом переход от зоны наплавки к основному металлу характеризуется резким градиентом твердости, а зона термического влияния невелика. Это свидетельствует о высокой концентрации энергии и минимальном тепловложении в основу, что позволяет сохранить ее исходные механические свойства с минимальными изменениями.

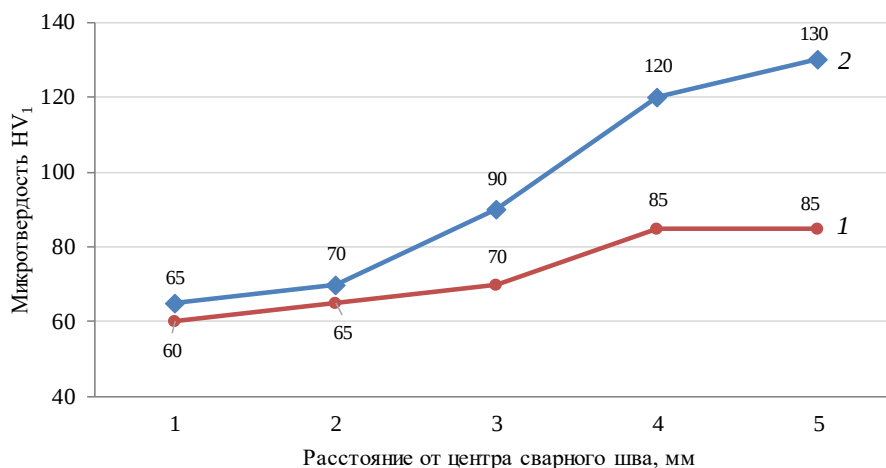


Рис. 14. Распределение микротвердости при аргонно-дуговой (1) и лазерной (2) сварке

В отличие от лазерного метода, аргонно-дуговая сварка приводит к формированию более широкой и плавной картины распределения твердости. Характерен протяженный переход от значений основного металла (85 HV₁) к наплавленному материалу. Наиболее существенным недостатком данного метода является значительное разупрочнение основного материала – твердость снижается до 85 HV₁, что составляет лишь 60 % от значения твердости основного материала при лазерной сварке. Это связано с разупрочнением материала в широкой зоне термического влияния из-за более длительного и объемного теплового воздействия.

Установлено, что ширина зоны термического влияния сварных соединений из сплава АД33 составляет ~8 мм от воздействия лазерной сварки, что обусловлено более жестким термическим циклом при такой сварке.

С технологической точки зрения лазерная сварка является более прогрессивным методом, обеспечивающим высокое качество покрытия с минимальным ухудшением свойств основы. Она предпочтительна для восстановления и упрочнения ответственных, тонкостенных или прецизионных деталей, где критически важны сохранение геометрических размеров и высокая твердость поверхностного слоя.

Для наплавки поврежденной цилиндрической части детали «Корпус компрессорного агрегата» применена специализированная оснастка, позволяющая осуществить базирование детали по одной из цилиндрических поверхностей, отдаленной от центра вращения стола. При этом ось вращения восстанавливаемой цилиндрической поверхности совпадала с осью вращателя. Внешний вид втулки после восстановительной наплавки внутренней цилиндрической поверхности и корпуса компрессорного агрегата, закрепленного в оснастке на позиционере робота, приведены на рис. 15.

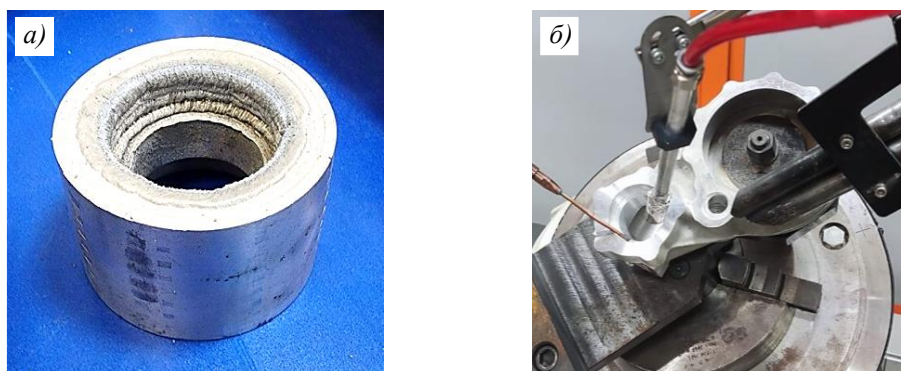


Рис. 15. Внешний вид деталей «Втулка» (а) после ремонта внутренней цилиндрической поверхности и «Корпус компрессорного агрегата» (б) из алюминиевого сплава АД33

Заключения

В настоящее время алюминиевые сплавы используются во многих отраслях машиностроения благодаря высокому уровню эксплуатационных и технологических свойств. Важнейшим фактором, расширяющим области использования алюминиевых сплавов, является их технологичность.

Проведенная оценка свариваемости сплава АД33 показала, что для обеспечения качественного соединения требуется применение присадочных материалов. Этот сплав относится к группе ограниченно свариваемых из-за существенного риска появления горячих трещин. В частности, критическая скорость растяжения при сварке без присадки не превышает 1,04 мм/мин. Использование проволоки Св-АК5 повышает значение этого параметра до 1,9 мм/мин, а проволоки Св-АМг6 – до 2,5 мм/мин. По результатам томографического контроля отработаны режимы аргоно-дуговой и лазерной сварки, обеспечивающие бездефектное формирование наплавленного металла.

Сравнительный анализ микроструктур образцов, полученных двумя методами наплавки показывает, что при применении лазерной технологии в наплавленном слое формируется значительно более мелкозернистая и дендритная структура (зерна размером 60–70 мкм, дендриты – до 156 мкм) по сравнению с крупнополиэдрическим зерном, полученным аргоно-дуговым методом (110–151 мкм). Наиболее существенное преимущество лазерной сварки проявляется в зоне сплавления, где размер зерен составляет всего 23–41 мкм против 30–80 мкм при аргоно-дуговом методе, что свидетельствует о более интенсивной кристаллизации и измельчении структуры из-за импульсного воздействия и высокого градиента температур. При этом в зоне термического влияния

оба метода приводят к умеренному укрупнению зерна (до 110–120 мкм), однако метод лазерной сварки обеспечивает более благоприятную и однородную структуру, что положительно сказывается на механических свойствах наплавленного слоя.

Установлено, что при аргоно-дуговой сварке обеспечивается наиболее низкий уровень микротвердости, что обусловлено широкой зоной сварного шва с литой структурой и разупрочнением от интенсивного воздействия термического цикла сварки. Так, анализ микротвердости показывает, что твердость наплавленного слоя при лазерном методе составляет ~65 HV₁. Однако ключевыми преимуществами являются резкое возрастание твердости в переходной зоне (пик – до 130 HV₁) и минимальная зона термического влияния, что позволяет сохранить свойства основного материала. В то же время аргоно-дуговая сварка формирует менее твердый слой (~60 HV₁) и вызывает глубокое и протяженное разупрочнение основного материала за счет распада упрочняющих фаз, выделенных при проведении исходной термической обработки.

Таким образом, лазерная технология лишена недостатков аргоно-дуговой сварки и обеспечивает меньшее разупрочнение материала основы при меньших трудозатратах на ремонт поврежденных деталей.

Список источников

1. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 7. С. 24–29.
2. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы: справочное издание / 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1984. 528 с.
3. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). К.: Комитетх, 2005. 365 с.
4. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63) С. 24–34. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
5. Иванов А.Л., Шляпникова Т.А., Сомов А.В., Селиванов А.А., Бенариев И., Митасов М.М., Олейник И.И., Половяненко Д.Н. Малодеформационная закалка листов из алюминиевого сплава В95пч в низкоконцентрированной водно-полимерной среде на основе отечественных компонентов // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 3 (80). С. 47–62. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-47-62.
6. Каблов Е.Н., Дуюнова В.А., Бенариев И., Пучков Ю.А., Сбитнева С.В. Особенности распада переохлажденного твердого раствора при закалке листов из сплава В-1341 // *Технология легких сплавов*. 2020. № 3. С. 20–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-20-33.
7. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // *Технология легких сплавов*. 2016. № 3. С. 7–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
8. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. № 9. С. 40–45.
9. Селиванов А.А., Антипов К.В., Оглодкова Ю.С., Рудченко А.С. Структура и свойства листов из нового сплава В-1381 // *Перспективные материалы*. 2021. № 5. С. 18–27. DOI: 10.30791/1028-978X-2021-5-18-27.
10. Бенариев И., Пучков Ю.А., Шумейко Р.М. Влияние режимов термической обработки на структуру и стойкость к общей и местной коррозии листов из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // *Технология легких сплавов*. 2025. № 3. С. 18–32. DOI: 10.18698/0236-3941-2016-2-125-133.
11. Бенариев И., Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Шорстов С.Ю. Особенности формирования закалочных выделений в листах из алюминиевого сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // *Труды ВИАМ*. 2025. № 8 (150). С. 53–66. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-53-66.

12. Бенариев И., Романенко В.А., Клочкова Ю.Ю., Овчинников В.В., Сбитнева С.В. Применение высокотехнологичного сплава В-1341 системы Al–Mg–Si для трубопроводов изделий авиационной техники // Труды ВИАМ. 2020. № 11 (93). С. 21–30. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-21-30.
13. Николаев Г.А., Фридляндер И.Н., Арбузов Ю.П. Свариваемые алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1990. 296 с.
14. Никифоров Т.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 264 с.
15. Якушин Б.Ф., Макаров Э.Л. Теория свариваемости сталей и сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 487 с.
16. Лиханский В.В., Улыбышев К.Е., Елкин Н.Н. Численное моделирование процессов при лазерном ударном упрочнении алюминиевого сплава АМг6 // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 2 (79). С. 33–47. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-33-47.
17. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
18. Волченко В.Н., Ямпольский В.М., Винокуров В.А. и др. Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. М.: Высшая школа, 1988. 559 с.
19. Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Иода Е.Н. Сварка плавлением – основа сварочного производства // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
20. Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А. Особенности сварки жаропрочных алюминиевых сплавов В-1213 и 1151 // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). С. 28–38. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-28-38.
21. Пантелеев М.Д., Свиридов А.В., Скупов А.А., Одинцов Н.С. Живучесть сварных конструкций элементов фюзеляжа из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). С. 25–35. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-25-35.

References

1. Fridlyander I.N. Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2002, no. 7, pp. 24–29.
2. Alieva S.G., Altman M.B., Ambartsumyan S.M. *Industrial aluminum alloys: reference publication*. 2nd ed., rev. and add. Moscow: Metallurgiya, 1984, 528 p.
3. Beletsky V.M., Krivov G.A. *Aluminum alloys (Composition, properties, technology, application)*. Kiev: Komitetkh, 2005, 365 p.
4. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Strengthening features and aging kinetics of high-strength cast aluminum alloy AL4MS based on Al–Si–Cu–Mg system. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 24–34. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
5. Ivanov A.L., Shlyapnikova T.A., Somov A.V., Selivanov A.A., Benarieb I., Mitsov M.M., Oleinik I.I., Polovyanenko D.N. Low-deformation quenching of sheets of aluminum alloy V95pch in a low-concentration water-polymer medium based on domestic components. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 3 (80), pp. 47–62. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 02, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-3-47-62.
6. Kablov E.N., Duyunova V.A., Benarieb I., Puchkov Yu.A., Sbitneva S.V. Features of the decomposition of a supercooled solid solution during hardening of sheets of B-1341 alloy. *Tekhnologiya legkikh spлавov*, 2020, no. 3, pp. 20–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-20-33.
7. Kablov E.N., Lukina E.A., Sbitneva S.V., Khokhlatova L.B., Zaitsev D.V. Formation of metastable phases during the decomposition of a solid solution during artificial aging of Al alloys. *Tekhnologiya legkikh spлавov*, 2016, no. 3, pp. 7–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
8. Kolobnev N.I., Ber L.B., Khokhlatova L.B., Ryabov D.K. Structure, Properties, and Application of Al–Mg–Si–(Cu) System Alloys. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2011, no. 9, pp. 40–45.

9. Selivanov A.A., Antipov K.V., Oglodkova Yu.S., Rudchenko A.S. Structure and Properties of Sheets from the New Alloy B-1381. *Perspektivnye materialy*, 2021, no. 5, pp. 18–27. DOI: 10.30791/1028-978X-2021-5-18-27.
10. Benarieb I., Puchkov Yu.A., Shumeiko R.M. Influence of heat treatment modes on the structure and resistance to general and local corrosion of sheets made of aluminum alloy B-1341 of the Al–Mg–Si system. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2025, no. 3, pp. 18–32. DOI: 10.18698/0236-3941-2016-2-125-133.
11. Benarieb I., Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Shorstov S.Yu. Features of quench-induced precipitation in sheets of V-1341 aluminum alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 53–66. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 02, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-2-53-66.
12. Benarieb I., Romanenko V.A., Klochkova Yu.Yu., Ovchinnikov V.V., Sbitneva S.V. Application of hightech aluminum alloy V-1341 of Al–Mg–Si system for pipelines of aircraft products. *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), pp. 21–30. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 02, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-21-30.
13. Nikolaev G.A., Fridlyander I.N., Arbuzov Yu.P. *Weldable aluminum alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1990, 296 p.
14. Nikiforov T.D. *Metallurgy of fusion welding of aluminum alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1972, 264 p.
15. Yakushin B.F., Makarov E.L. *Theory of weldability of steels and alloys*. Moscow: Publ. house of MSTU im.N.E. Bauman, 2018, 487 p.
16. Likhanskii V.V., Ulybyshev K.E., Elkin N.N. Numerical simulations of the processes induced by laser shock peening in AMg6 aluminum alloy. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 33–47. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-33-47.
17. Rykalin N.N., Uglov A.A., Zuev I.V., Kokora A.N. *Laser and Electron-Beam Processing of Materials: Handbook*. Moscow: Mashinostroenie, 1985, 496 p.
18. Volchenko V.N., Yampolsky V.M., Vinokurov V.A. et al. *Theory of Welding Processes*. Ed. V.V. Frolov. Moscow: Vysshaya shkola, 1988, 559 p.
19. Lukin V.I., Kovalchuk V.G., Ioda E.N. Fusion welding is a core of welding manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
20. Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A. Welding features of heat-resistant aluminum alloys, alloy V-1213 and 1151. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), pp. 28–39. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-28-38.
21. Panteleev M.D., Sviridov A.V., Skupov A.A., Odintsov N.S. Aluminum-Lithium alloy V-1469 welded fuselage constructions survivability. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), pp. 25–35. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 12, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-25-35.

Информация об авторах

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

Финк Андрей Юрьевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

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

Andrey Yu. Fink, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 30.01.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 27.05.2026.

The article was submitted 30.01.2026; approved and accepted for publication after reviewing 27.05.2026.

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-47-58

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛА ШТАМПОВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА МАРКИ VT23M

А.А. Ширяев¹, В.А. Сорокина¹, С.В. Путырский¹, А.Ю. Анисимова¹, С.А. Наприенко¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований структуры, механических свойств и сопротивления усталостному разрушению образцов штамповок из титанового ($\alpha + \beta$)-сплава марки VT23M, изготовленных в условиях опытно-промышленного производства, после термической обработки по режиму двойного отжига. По результатам исследований изломов посредством фрактографического анализа уточнены особенности процесса усталостного разрушения сплава. Проведен сравнительный анализ показателей сопротивления усталостному разрушению сплава VT23M и сплавов-аналогов, исходя из химического состава и областей применения.

Ключевые слова: титановые сплавы, сплав VT23M, штамповки, термическая обработка, микроструктура, механические свойства, сопротивление усталости

Для цитирования: Ширяев А.А., Сорокина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталости материала штамповок из высокопрочного титанового сплава марки VT23M // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 47–58. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-47-58.

Scientific article

STUDY OF FATIGUE RESISTANCE OF STAMPINGS MADE OF HIGH-STRENGTH VT23M TITANIUM ALLOY

A.A. Shiryayev¹, V.A. Sorokina¹, S.V. Putyrskiy¹, A.Yu. Anisimova¹, S.A. Naprienko¹

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 presents the results of a study of the structure, mechanical properties and fatigue resistance of forged specimens made of VT23M titanium ($\alpha + \beta$)-alloy, manufactured under pilot production conditions after heat treatment using a double-annealing regime. Based on the results of fracture studies, the features of the alloy fatigue fracture process have been clarified by fracture analysis. A comparative analysis was conducted of the fatigue resistance parameters of the VT23M alloy and similar alloys based on chemical composition and application.

Keywords: titanium alloys, alloy VT23M, forgings, heat treatment, microstructure, mechanical properties, fatigue resistance

For citation: Shiryayev A.A., Sorokina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu., Naprienko S.A. Study of fatigue resistance of stampings made of high-strength VT23M titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 47–58. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-47-58.

Введение

Задача реализации импортозамещения материалов зарубежного производства в конструкции современных самолетов гражданского назначения в настоящее время остается значимой. Необходимо также отметить, что одновременно существует потребность не только сохранения на текущем уровне, но и повышения весовой эффективности изделий авиационного транспорта [1–3].

В части отечественных самолетов остро стоит вопрос о замене двигателей иностранного производства на отечественный аналог, который, однако, имеет увеличенные габариты и массу, что повышает уровень нагрузок на узлы подвески двигателей планера самолета. Для гарантированного обеспечения надежности крепления двигателя к планеру самолета необходимо повышение характеристик прочности материала силовых деталей. Проведенные ранее исследования показали, что одним из вариантов решения данной задачи является применение сплава ВТ23М [4, 5].

За счет изменения технологических параметров деформации и термической обработки можно получить различные сочетания структурно-фазового состояния и механических свойств сплава ВТ23М [6–8]. Одной из наиболее насущных и часто решаемых прикладных задач для получения требуемого сочетания свойств и структурно-фазового состава ($\alpha + \beta$)-сплавов мартенситного класса является подбор температурных и временных параметров режимов двойного отжига на полуфабрикатах с проработанной структурой. Данный тип режимов особенно перспективен для крупногабаритных и сварных полуфабрикатов [9–16].

При решении указанной задачи для крупногабаритных полуфабрикатов из сплава ВТ23М необходимо учитывать важность реализации и обеспечения конкурентно высокого уровня сопротивления усталости (преимущественно малоцикловой) в совокупности с удовлетворительным уровнем вязкости разрушения.

Проблема повышения ресурса и обеспечения долговечности конструкции является крайне актуальной и нередко упоминается авторами научно-технических статей. Характерной особенностью проблематики сопротивления титановых сплавов усталостному разрушению является большое количество факторов, которые влияют на результаты проведенных испытаний [17, 18]. Согласно общепринятым и устоявшимся представлениям, структурам глобулярного (равноосного) типа свойственен более высокий уровень сопротивления малоцикловой усталости, пластинчатого типа – сопротивления росту трещины усталости [11].

При этом исследователи отмечают, что влияние типа структуры (глобулярная/пластинчатая) на сопротивление малоцикловой усталости для ряда сплавов может быть неоднозначным при количестве циклов испытания 10^3 – 10^4 . Полагают, что именно механизмы зарождения и дальнейшего роста трещины усталости в основном определяют преимущества структур разного типа в зависимости от количества циклов при испытаниях на усталость. Выделяют три основных этапа процесса усталостного разрушения – зарождение трещины, ее рост и последующий долом. Как показано в работах [19, 20], на полуфабрикатах с пластинчатой структурой усталостная трещина зарождается быстрее, но распространяется медленнее в сравнении с глобулярной структурой.

Таким образом, бимодальная микроструктура более предпочтительна для реализации сбалансированного сочетания требуемого уровня прочностных свойств, ударной вязкости, сопротивления зарождению и росту трещины усталости.

В данной статье представлены результаты исследований эксплуатационных свойств штамповок из титанового ($\alpha + \beta$)-сплава марки ВТ23М после термической обработки по режиму двойного отжига, изготовленных в условиях опытно-промышленного производства и предназначенных для применения в качестве материала силовых деталей конструкции пилон подвески двигателя взамен применяемого в настоящее время сплава ВТ6ч.

Работа выполнена в рамках реализации стратегического направления 8. «Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [21].

Материалы и методы

Для проведения исследований из сплава ВТ23М в условиях опытно-промышленного производства методом двойного вакуумно-дугового переплава выплавлены слитки. В соответствии с требованиями ТУ 24.45.30-775-07510017–2025 «Поковки штампованные (штамповки) из титановых сплавов марок ВТ23, ВТ23М» по разработанной технологической документации изготовлены полуфабрикаты (штамповки) массой ~24 кг (рис. 1). Содержание основных химических элементов и примесей в полуфабрикатах соответствует требованиям ОСТ 1 90013–81 для сплава ВТ23М.



Рис. 1. Общий вид штамповок из сплава ВТ23М, полученных в опытно-промышленных условиях

Термическая обработка заготовок под образцы проведена в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в соответствии с требованиями ПИ 1.2.587–2002 и разработанной документации по режиму двойного отжига: $T_{п.п}$ – 80 °С, выдержка, охлаждение на воздухе; $T_{п.п}$ – 350 °С, выдержка, охлаждение на воздухе ($T_{п.п}$ – температура полиморфного превращения).

Технологические параметры режима термической обработки выбраны по результатам предыдущих исследований и обеспечивают наиболее сбалансированный применительно к требуемым эксплуатационным условиям комплекс прочностных и пластических свойств сплава ВТ23М, а также уровня ударной вязкости, что особенно актуально при увеличении размеров полуфабрикатов.

Анализ макро- и микроструктуры темплетов штамповок методом оптической металлографии проводили в соответствии с ПИ 1.2.785–2009 «Металлографический анализ титановых сплавов» на травленных макро- и микрошлифах визуально и с использованием металлографического микроскопа при увеличениях до $\times 1500$.

Механические свойства определены в соответствии с ГОСТ 1497–2023 на универсальных испытательных машинах. Ударную вязкость определяли на образцах с U-образным надрезом по ГОСТ 9454–2025.

Испытания на малоцикловую усталость проводили на образцах типа «полоса с отверстием» и «проушина» согласно ГОСТ 25.502–79. Для образцов типа «полоса с отверстием» выбран коэффициент асимметрии $R_\sigma = 0,1$ и теоретический коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 2,6$, для образцов типа «проушина» – $R_\sigma = 0,1$, $\alpha_\sigma = 3,2$.

Испытания на малоцикловую усталость проводили на круглых образцах – гладких ($\alpha_\sigma = 1,03$) и с надрезом ($\alpha_\sigma = 3,35$), цикл «мягкий» по ГОСТ 25.502–79, коэффициент асимметрии $R_\sigma = 0,1$.

Испытания на многоцикловую усталость проводили на гладких образцах и образцах с надрезом ($\alpha_\sigma = 2,33$) при схеме нагружения «растяжение–сжатие» по ГОСТ 25.502–79, коэффициент асимметрии $R_\sigma = -1$, частота $\nu = 50$ Гц, цикл нагружения синусоидальный.

Фрактографические исследования проводили на разрушенных после испытаний на малоцикловую усталость образцах типа «полоса с отверстием» ($\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 450 \text{ МПа}$) методом растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе.

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

Результаты и обсуждение

Микроструктура штамповки из сплава ВТ23М представлена на рис. 2.

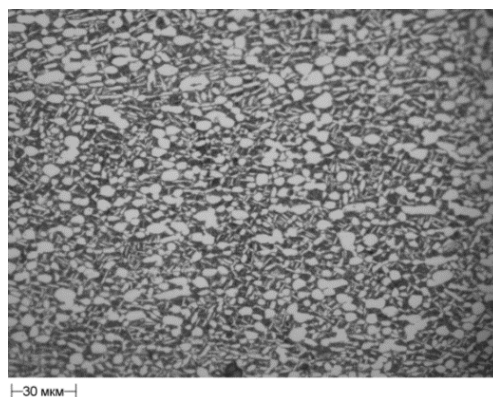


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) штамповок из титанового сплава ВТ23М после термической обработки по режиму двойного отжига (оптическая микроскопия, анализируемая плоскость – поперечная)

Согласно девятитипной шкале микроструктур для штамповок и поковок инструкции ПИ 1.2.785–2009, микроструктура штамповок из сплава ВТ23М соответствует 2-2а типу. Первичная α -фаза после двойного отжига представлена глобулярно-пластинчатой (бимодальной) морфологией. Пластины α -фазы расположены преимущественно неориентированно по объему материала. Однородная мелкодисперсная структура из преимущественно неориентированно расположенных частиц вторичной α -фазы тонкопластинчатой морфологии и остаточная равновесная β -фаза между ними располагаются в объеме участков исходной матричной β -фазы, которая образовалась после первой стадии двойного отжига.

Комплекс механических свойств штамповок из сплава ВТ23М представлен в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства (средние значения) образцов штамповок из сплава ВТ23М

Температура испытаний, °С	Модуль упругости E , ГПа	Предел прочности σ_b , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см ²
20	<u>118</u> 117	<u>1160</u> 1170	<u>1100</u> 1100	<u>16,0</u> 16,0	<u>49,0</u> 48,0	<u>49</u> 51
400	<u>100</u> 100	<u>920</u> 890	<u>750</u> 730	<u>20,0</u> 16,0	<u>69,0</u> 64,0	<u>155</u> 146
Примечание. В числителе и знаменателе указаны значения показателей при продольном и поперечном направлении вырезки образцов соответственно.						

Полученные результаты испытаний показывают, что опытно-промышленная партия штамповок из высокопрочного сплава ВТ23М после термической обработки по режиму двойного отжига обладает сочетанием высоких стабильных значений прочности при растяжении и пластичности при комнатной и повышенных температурах.

Результаты испытаний на определение малоциклового усталости образцов типа «полоса с отверстием» и «проушина» из штамповок из сплава ВТ23М приведены в табл. 2.

Таблица 2

Циклическая долговечность (средние значения) в диапазоне от $1 \cdot 10^4$ до $1 \cdot 10^6$ циклов образцов штамповок из сплава ВТ23М (коэффициент асимметрии $R_\sigma = 0,1$)

Образец	Направление вырезки образца	Циклическая долговечность при напряжении σ_{max} , МПа					
		350	375	400	450	500	550
Полоса с отверстием ($K_t(a_0) = 2,6$)	Продольное	–	–	–	74606	40750	25000
	Поперечное	–	–	–	61312	32150	27720
Проушина ($K_t(a_0) = 3,2$)	Продольное	>1200000	90533	54357	38353	27543	–
	Поперечное	–	88340	58880	34460	30433	–

Результаты испытаний на определение предела ограниченной выносливости штамповок из сплава ВТ23М приведены в табл. 3.

Таблица 3

Предел ограниченной выносливости (средние значения) штамповок из сплава ВТ23М

База испытаний N , цикл	Вид образца	Направление вырезки образца	Предел выносливости, МПа
$1 \cdot 10^4$	Гладкий	Поперечное	1100
	С надрезом	Поперечное	542
$1 \cdot 10^7$	Гладкий	Продольное	600
		Поперечное	650
	С надрезом	Продольное	200
		Поперечное	240

Из представленных данных следует, что сплав ВТ23М в исследованном структурном состоянии характеризуется высоким значением сопротивления усталостному разрушению не только в режиме малоциклового усталости, но и на базе $1 \cdot 10^7$ циклов – $\sigma_{-1}/\sigma_{0,2} = 0,55–0,59$ (для гладких образцов).

Как отмечено ранее, возможность обеспечения одновременно высокого уровня прочностных, пластических свойств, ударной вязкости и сопротивления усталостному разрушению для полуфабрикатов с большим поперечным сечением существенно ограничена вследствие неравномерности скоростей нагрева и охлаждения заготовки, а также сложности обеспечения требуемой однородности микроструктуры целевого типа во всех зонах полуфабриката. В результате для полуфабрикатов толщиной >80 мм для достижения данной цели требуются подходы к термической обработке, способные снизить эффект неоднородности структуры и механических свойств, в том числе повышение температуры первой ступени для фиксации достаточного количества метастабильной β -фазы по всему сечению. Посредством применения подобного режима термической обработки (нагрев при 880–900 °С в течение 0,5–1 ч, охлаждение на воздухе + старение при 525 °С в течение 6–8 ч) для заготовок толщиной >80 мм

из сплава ВТ23 сторонними исследователями получен высокий уровень механических свойств: $\sigma_b \geq 1125$ МПа, $\delta \geq 6$ %, $\psi \geq 15$ %, $KCU \geq 0,35$ МДж/м², $N_{ср} = 16500$ циклов при $r = 0,1$ мм, $K_t = 4,0$, $\sigma_{max} = 400$ МПа, $\nu = 3$ Гц [22].

Особое значение также имеет среда (скорость) охлаждения полуфабриката с температуры отжига. Так, при закалке в воде и последующем старении обеспечивается существенное увеличение уровня прочностных свойств при растяжении (значение σ_b повышается с 1050 до ~1600 МПа), однако при этом происходит значительное снижение до крайне низких значений характеристик пластичности – относительного удлинения и ударной вязкости ($\delta_5 = 1,5$ %, $KCV = 35$ кДж/м²) [13]. Такое кардинальное изменение комплекса механических свойств сплава обусловлено быстрым и эффективно упрочняющим распадом мартенсита, происходящим во время второй ступени термической обработки. Вместе с тем на сплавах типа SP700, а также его зарубежных и отечественных аналогах показано, что более медленное охлаждение (на воздухе) полуфабриката после выдержки при первой ступени отжига образуется первичная α -фаза глобулярной или пластинчатой морфологии с более крупным размером отдельных частиц [16]. При последующей упрочняющей термической обработке происходит распад сохраненной матричной β -фазы, который обычно на практике может реализовываться при более низких температурах с большей длительностью вследствие более медленной (по сравнению с мартенситным) кинетики и меньшего фазового наклепа. Вследствие этого верхняя рациональная граница температуры нагрева при первой ступени отжига может составлять до 860 °С [12].

Исследованные в данной работе полуфабрикаты из сплава ВТ23М после выдержки при температуре первой ступени отжига ($T_{п.п} - 80$ °С) также охлаждали на воздухе во избежание формирования в сплаве частиц первичной α -фазы игольчатой морфологии, которая, как показано на сплавах-аналогах, могла бы сформироваться при более быстром охлаждении в воде [23]. Для проведения последующей стадии термической обработки применена температура выдержки $T_{п.п} - 350$ °С, обеспечивающая получение требуемого комплекса механических и эксплуатационных характеристик на полуфабрикате данного типа. Как показано на сплаве-аналоге SP700 (состава Ti–4,5Al–3V–2Mo–2Fe), повышение температуры второй ступени позволяет при режиме T1 в интервале от 830 до 900 °С сохранить высокие значения пластичности и ударной вязкости, но уровень прочности остается недостаточно высоким ($\sigma_b = 980$ –1040 МПа) для целей, поставленных в рамках данного исследования [15].

Характеристики сопротивления усталости штамповок из сплава ВТ23М, полученные в рамках данного исследования, не уступают, а по ряду значений превосходят аналогичные показатели для штамповок из высокопрочного титанового сплава критического состава марки ВТ22М, изготовленных по различным схемам деформации с заключительной ступенью как в ($\alpha + \beta$)-, так и в β -области с последующей традиционно применяемой ступенчатой термической обработкой ($\sigma_b = 1160$ –1190 МПа, $\delta_5 = 9,8$ –15,5 %).

Показано, что сплав обладает более высокими значениями предела ограниченной выносливости на базе $1 \cdot 10^4$ циклов в сравнении со сплавами ВТ6 ($\sigma_b \geq 930$ МПа, $\delta \geq 10$ %, $\psi \geq 35$ %, $KCU \geq 0,44$ МДж/м², $\sigma_{0,1}^H = 400$ МПа, $\sigma_{0,1}^{гп} = 900$ МПа) и ВТ3-1 ($\sigma_b \geq 1060$ МПа, $\delta \geq 12$ %, $\psi \geq 26$ %, $KCU \geq 0,34$ МДж/м², $\sigma_{0,1}^H = 355$ МПа, $\sigma_{0,1}^{гп} = 1000$ МПа) [24]. Полученные результаты демонстрируют высокий потенциал сплава не только в элементах планера.

Для большинства исследованных нагрузок и степеней концентрации напряжений при испытаниях на малоцикловую усталость в диапазоне от $1 \cdot 10^4$ до $1 \cdot 10^6$ циклов

для образцов из штамповок из сплава ВТ23М характерно более высокое сопротивление усталостному разрушению с долговечностью, превышающей показатели сплава ВТ22М до 2 раз. Например, для образцов из сплава ВТ22М типа «проушина» ($K_t(\alpha_\sigma) = 3,2$ при $\sigma_{\max}^{\text{нетто}} = 400$ МПа) $N_{\text{ср}}$ составляет 20470–20560 циклов.

Предел ограниченной выносливости на базе $1 \cdot 10^7$ циклов исследованного сплава в сравнении со сплавом ВТ22М на гладких образцах значительно выше как на структуре после деформации в $(\alpha + \beta)$ -области ($\sigma_{-1} = 580$ МПа), так и в β -области ($\sigma_{-1} = 620$ МПа). Однако значения, полученные на образцах с надрезом, значительно уступают сплаву ВТ22М как в $(\alpha + \beta)$ -области ($\sigma_{-1}^{\text{н}} = 260$ МПа), так и в β -области ($\sigma_{-1}^{\text{н}} = 250$ МПа), что делает актуальным проведение дальнейших исследований в части характера зарождения и распространения трещины после данных испытаний [19]. Значения сопротивления многоциклового усталости (на базе $1 \cdot 10^7$ циклов) гладких образцов штамповок из сплава ВТ23М имеют преимущества (значение σ_{-1} больше на 3–31 %) по сравнению с аналогичными характеристиками высокопрочного титанового сплава Ti-17 с большой глубиной прокаливаемости (полуфабрикаты из которого широко применяются в конструкции авиационных газотурбинных двигателей), полученными на заготовках дисков массой от 57 до 400 кг ($\sigma_b = 1071$ – 1216 МПа, $\delta = 9,5$ – $11,0$ %) с микроструктурой типа «корзиночное плетение» [25].

При этом необходимо отметить, что сплав ВТ22 (ВТ22М) в сравнении со сплавом ВТ23М имеет более высокий уровень плотности и, соответственно, при одинаковых абсолютных значениях более низкий уровень удельных свойств, так как содержит большее количество тяжелых β -стабилизирующих легирующих элементов.

Для дополнительной визуализации характеристик сопротивления усталостному разрушению в режиме малоциклового усталости построены кривые усталости и вычислены коэффициенты аппроксимирующих функциональных зависимостей (рис. 3).

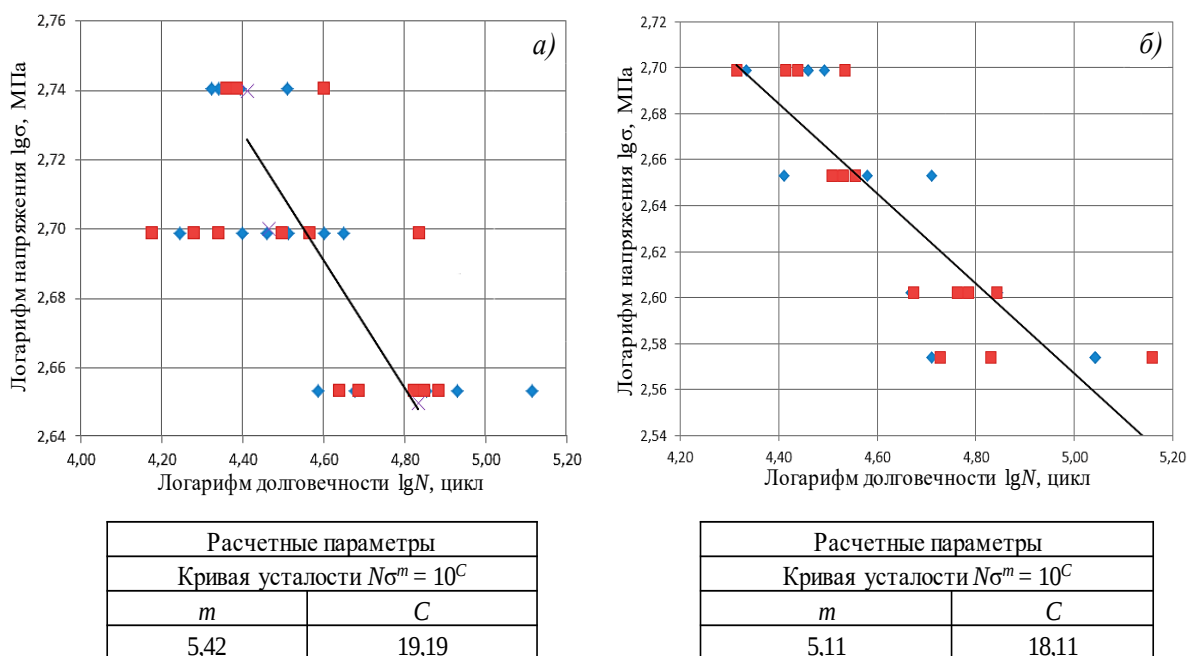


Рис. 3. Кривые усталости: а – $K_t(\alpha_\sigma) = 2,6$, $R_\sigma = 0,1$; б – $K_t(\alpha_\sigma) = 3,2$, $R_\sigma = 0,1$; $\blacklozenge$ и $\blacksquare$ – образцы, вырезанные в продольном и поперечном направлениях соответственно; $\times$ – вся выборка; — аппроксимирующая линейная зависимость для всей выборки (среднее арифметическое)

С целью уточнения характера и особенностей протекания процесса усталостного разрушения проведены исследования излома образца, прошедшего испытания на малоцикловую усталость (рис. 4).

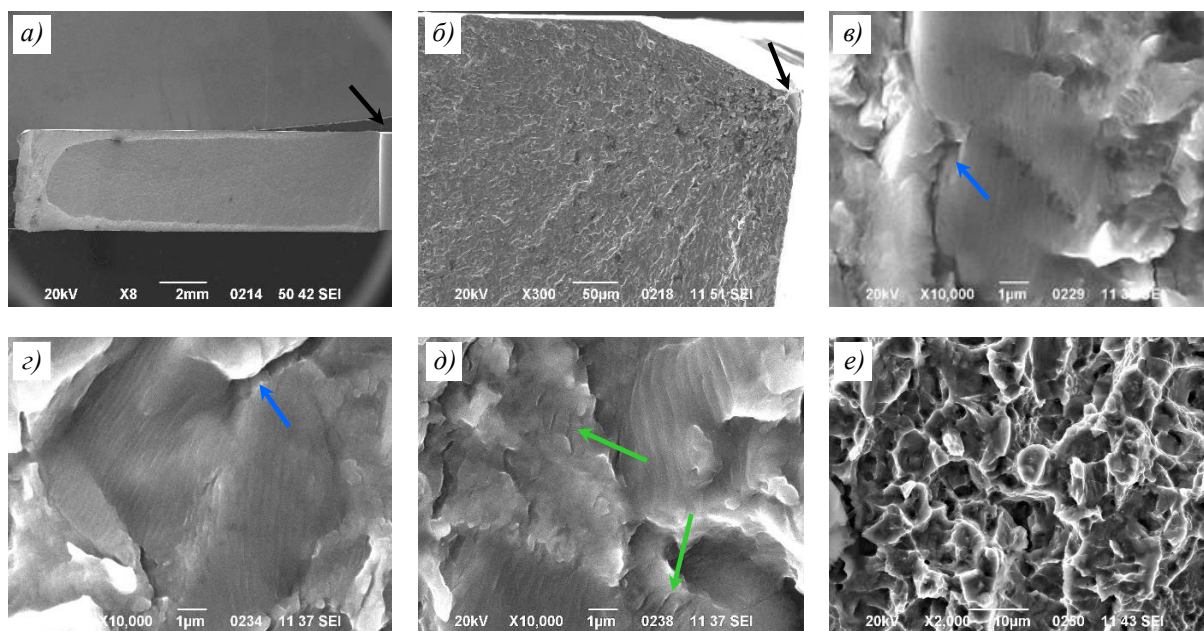


Рис. 4. Строение изломов образца типа «полоса с отверстием» из сплава BT23M, испытанного на малоцикловую усталость при $\sigma = 450$ МПа: *a* – общий вид излома; *б* – очаговая зона разрушения; *в–д* – усталостные бороздки на расстоянии 0,2; 0,5 и 1,0 мм от очага соответственно; *е* – ямочный рельеф в статическом доломе

По результатам фрактографического анализа уточнены особенности процесса зарождения и распространения трещины усталости, а также механизма разрушения сплава.

Анализ излома образца типа «полоса с отверстием» после испытаний на малоцикловую усталость показал, что разрушение развивалось от угла сопряжения цилиндрического концентратора и фаски между концентратором и плоской поверхностью (показано черными стрелками на рис. 4, *a*, *б*). При малых увеличениях видно, что поверхность излома преимущественно имеет уплотненный, слабо развитый рельеф (рис. 4, *a*). Очаговая зона разрушения представлена фасетками скола. На поверхности излома образца отчетливо наблюдаются канавки вторичных трещин (отмечены синими стрелками на рис. 4, *в*, *з*), что свидетельствует о ветвлении основной трещины в процессе усталостного разрушения материала. На расстоянии 0,2 мм от очага на поверхности излома наблюдаются усталостные бороздки (рис. 4, *в*). По мере увеличения длины трещины шаг усталостных бороздок возрастает (рис. 4, *в–д*), а также отчетливее проявляются вторичные микротрещины (показаны зелеными стрелками на рис. 4, *д*). Формирование вторичных трещин в процессе усталостного разрушения материала требует дополнительных энергетических затрат и, таким образом, должно способствовать повышению характеристик сопротивления материала штамповок усталостному разрушению. Статический долом представлен ямочным микрорельефом, что свидетельствует о высокой пластичности материала штамповок. Строение исследованного излома типично для разрушения титановых сплавов ($\alpha + \beta$)-класса с глобулярно-пластинчатой микроструктурой.

Заключения

Результаты исследований структуры, механических свойств и сопротивления усталостному разрушению образцов штамповок из титанового ($\alpha + \beta$)-сплава марки ВТ23М, изготовленных в условиях опытно-промышленного производства, после термической обработки по режиму двойного отжига показали, что уровень сопротивления мало- и многоциклового усталости соответствует (а в ряде случаев превышает) уровню значений отечественных и зарубежного сплавов-аналогов высокопрочного класса (ВТ23, ВТ22М, Ti-17). Согласно данным фрактографического анализа, строение изломов является типичным для ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов с глобулярно-пластинчатой микроструктурой, а зона долома имеет ямочный микрорельеф, что свидетельствует о пластичности материала. При распространении трещины усталости развиваются процессы ветвления и образования вторичных трещин, что определяет высокий для данного типа микроструктуры уровень значений сопротивления усталостному разрушению.

Список источников

1. Ширяев А.А., Крохина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Влияние параметров режима термической обработки на механические свойства и структуру полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава ВТ23М // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). С. 67–75. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-67-75.
2. 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.
3. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63) С. 24–34. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. 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: 18.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-36-44.
5. Дуюнова В.А., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В. Долговечность поковок и штамповок из сплава ВТ6 для деталей газотурбинных двигателей и авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 23–35. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
6. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров А.П. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1996. 581 с.
7. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications / ed. by C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003. 513 p.
8. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 96 с.
9. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.
10. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.
11. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
12. Ильин А.А., Скворцова С.В., Попова Ю.А., Куделина И.М. Влияние термической обработки на формирование структуры и свойств крупногабаритных полуфабрикатов из сплава ВТ23 // Титан. 2010. № 4. С. 48–53.

13. Веселова В.Е., Гладковский С.В., Ковалев Н.И. Влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства метастабильного титанового сплава BT23 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2021. Т. 23. № 4. С. 31–39. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04.
14. Дзунович Д.А., Панин П.В., Лукина Е.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства сварных крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава BT23 // Труды ВИАМ. 2018. № 1 (61). С. 57–65. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7.
15. Gunawarman G., Niinomi M., Eylon D. et al. Effect of β Phase Stability at Room Temperature on Mechanical Properties in β -Rich $\alpha + \beta$ Type Ti–4,5Al–3V–2Mo–2Fe Alloy // The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ International). 2002. Vol. 42. No. 2. P. 191–199.
16. Gunawarman G., Niinomi M., Fukunaga K. et al. Effect of Cooling Rate on Microstructure and Fracture Characteristics of β -Rich $\alpha + \beta$ Type Ti–4,5Al–3V–2Mo–2Fe Alloy // Materials Transactions. 2001. Vol. 42. No. 7. P. 1339–1348.
17. Попова Ю.А., Филатов А.А., Акулинин А.А. Исследование влияния масштабного фактора на статические и ресурсные характеристики при испытаниях элементарных образцов из сплавов BT23 и BT23M // Титан. 2018. № 4. С. 26–30.
18. Капустин В.И., Захарченко К.В., Черепанова В.К., Шаяпов В.Р. Исследование диссипативных процессов сплава BT6 при усталости // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). С. 96–111. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
19. Каблов Е.Н., Путьрский С.В., Яковлев А.Л., Крохина В.А., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталостному разрушению штамповок из высокопрочного титанового сплава BT22M, изготовленных с заключительной деформацией в ($\alpha + \beta$)- и β -областях // Титан. 2021. № 1 (70). С. 26–33.
20. Колачев Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титана. М.: Металлургия, 1983. 160 с.
21. 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.
22. Федулов В.Н. Режимы упрочнения высокопрочного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава BT23 для применения в авиационной технике // Литье и металлургия. 2018. № 3 (92). С. 141–147.
23. Fukai H., Minakawa K.-N., Ouchi C. Strength–Ductility Relationship in Solution Treated and Aged $\alpha + \beta$ Type Ti–4,5%Al–3%V–2%Fe–2%Mo Titanium Alloy // The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ International). 2004. Vol. 44. No. 11. P. 1911–1917.
24. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В., Гончарова Л.Ю. Сравнительный анализ механических свойств материала штамповок из сплава BT6, изготовленных различными методами, а также в различных производственных условиях // Труды ВИАМ. 2025. № 5 (147). С. 25–37. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-25-37.
25. Zhang S., Zeng W., Gao X. et al. Investigation on the Size Effect in Large-Scale Beta-Processed Ti-17 Disks Based on Quantitative Metallography // Journal of Materials Engineering and Performance. 2017. Vol. 26. P. 5016–5026. DOI: 10.1007/s11665-017-2812-6.

References

1. Shiryaev A.A., Krohina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. The influence of heat treatment parameters on mechanical properties and structure of semi-finished products made of high-strength titanium alloy VT23M. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 67–75. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-67-75.
2. 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.

3. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Strengthening features and aging kinetics of high-strength cast aluminum alloy AL4MS based on Al–Si–Cu–Mg system. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 24–34. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 18, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. 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: May 18, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-36-44.
5. Duyunova V.A., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V. Fatigue strength of forgings from VT6 alloy for parts of gas turbine engines and aircrafts. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 23–35. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 18, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
6. Aleksandrov V.K., Anoshkin N.F., Belozarov A.P. *Semi-finished products from titanium alloys*. Moscow: VILS, 1996, 581 p.
7. *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Eds. C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003, 513 p.
8. Polkin I.S. *Hardening Heat Treatment of Titanium Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1984, 96 p.
9. Lyasotskaya V.S. *Heat Treatment of Welded Joints of Titanium Alloys*. Moscow: Ekomet, 2003, 352 p.
10. Glazunov S.G., Moiseyev V.N. *Titanium Alloys. Structural Titanium Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 368 p.
11. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanium Alloys. Composition, Structure, Properties: Handbook*. Moscow: VILS-MATI, 2009, 520 p.
12. Ilyin A.A., Skvortsova S.V., Popova Yu.A., Kudelina I.M. Influence of heat treatment on the formation of the structure and properties of large-sized semi-finished products made of VT23 alloy. *Titan*, 2010, no. 4, pp. 48–53.
13. Veselova V.E., Gladkovsky S.V., Kovalev N.I. Influence of heat treatment modes on the structure and mechanical properties of the metastable titanium alloy VT23. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroyeniye, materialovedeniye*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 31–39. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04.
14. Dzunovich D.A., Panin P.V., Lukina E.A., Shiryaev A.A. Heat treatment effect on structure and properties of welded large-dimensioned semi-finished products from VT23 titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2018, no. 1 (61), pp. 57–65. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 18, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7.
15. Gunawarman G., Niinomi M., Eylon D. et al. Effect of β Phase Stability at Room Temperature on Mechanical Properties in β -Rich $\alpha + \beta$ Type Ti–4.5Al–3V–2Mo–2Fe Alloy. *The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ International)*, 2002, vol. 42, no. 2, pp. 191–199.
16. Gunawarman G., Niinomi M., Fukunaga K. et al. Effect of Cooling Rate on Microstructure and Fracture Characteristics of β -Rich $\alpha + \beta$ Type Ti–4.5Al–3V–2Mo–2Fe Alloy. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 7, pp. 1339–1348.
17. Popova Yu.A., Filatov A.A., Akulinin A.A. Study of the influence of the scale factor on the static and resource characteristics during testing of elementary samples made of VT23 and VT23M alloys. *Titan*, 2018, no. 4, pp. 26–30.
18. Kapustin V.I., Zakharchenko K.V., Cherepanova V.K., Shayapov V.R. Investigation of dissipative processes of VT6 alloy under fatigue. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), pp. 96–111. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 18, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
19. Kablov E.N., Putyrskiy S.V., Yakovlev A.L., Krokhnina V.A., Naprienko S.A. Study of fatigue fracture resistance of stampings made of high-strength titanium alloy VT22M, manufactured with final deformation in the $(\alpha + \beta)$ - and β -regions. *Titan*, 2021, no. 1 (70), pp. 26–33.
20. Kolachev B.A., Malkov A.V. *Physical principles of titanium fracture*. Moscow: Metallurgiya, 1983, 160 p.

21. 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.
22. Fedolov V.N. Hardening modes of high-strength ($\alpha + \beta$)-titanium alloy VT23 for use in aviation equipment. *Litye i metallurgiya*, 2018, no. 3 (92), pp. 141–147.
23. Fukai H., Minakawa K.-N., Ouchi C. Strength–Ductility Relationship in Solution Treated and Aged $\alpha + \beta$ Type Ti–4,5%Al–3%V–2%Fe–2%Mo Titanium Alloy. *The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ International)*, 2004, vol. 44, no. 11, pp. 1911–1917.
24. Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V., Goncharova L.Yu. Comparative analysis of mechanical properties of the material of VT6 alloy forgings, manufactured by various methods and production conditions. *Trudy VIAM*, 2025, no. 5 (147), pp. 22–37. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 08, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-25-37.
25. Zhang S., Zeng W., Gao X. et al. Investigation on the Size Effect in Large-Scale Beta-Processed Ti-17 Disks Based on Quantitative Metallography. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, vol. 26, pp. 5016–5026. DOI: 10.1007/s11665-017-2812-6.

Информация об авторах

Ширяев Андрей Александрович, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сорокина Виктория Александровна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Путырский Станислав Владимирович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Анисимова Анна Юрьевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Наприенко Сергей Александрович, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Stanislav V. Putyrskiy, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anna Yu. Anisimova, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey A. Naprienko, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.06.2026.

The article was submitted 17.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 22.06.2026.

Научная статья

УДК 621.79

DOI: 10.180577/2307-6046-2026-0-9-59-70

ТЕХНОЛОГИИ СКЛЕИВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПКМ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПОСОБОВ ПОДГОТОВКИ ПОВЕРХНОСТИ

Е.В. Рубцова¹, О.С. Балабанова¹, А.Ю. Исаев¹, О.И. Смирнов¹, Н.Ф. Лукина¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследований, направленных на разработку технологического процесса склеивания полимерных композиционных материалов с пониженной поверхностной энергией с использованием современных способов подготовки поверхностей. Показано, что с применением оптимального способа обработки поверхности материала перед склеиванием (химическим составом или плазмой атмосферного давления) достигается существенное повышение прочности клеевых соединений при температурах до 150 °С по сравнению с необработанной и обработанной механическими способами поверхностями.

Ключевые слова: технология склеивания, пленочный клей конструкционного назначения, подготовка поверхности под склеивание, прочность клеевого соединения, химический способ, плазма атмосферного давления, режимы обработки

Для цитирования: Рубцова Е.В., Балабанова О.С., Исаев А.Ю., Смирнов О.И., Лукина Н.Ф. Технологии склеивания элементов конструкций из ПКМ с применением перспективных способов подготовки поверхности // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 59–70. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.180577/2307-6046-2026-0-9-59-70.

Scientific article

TECHNOLOGIES FOR BONDING PCM STRUCTURAL ELEMENTS USING ADVANCED SURFACE PREPARATION METHODS

E.V. Rubtsova¹, O.S. Balabanova¹, A.Yu. Isayev¹, O.I. Smirnov¹, N.F. 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. This article presents the results of a research aimed at developing a technological process for bonding polymeric composite materials with low surface energy using modern surface preparation methods. It is shown that using an optimal surface treatment method for PKM before bonding (chemical treatment or atmospheric pressure plasma), results in a significant increase in strength of adhesive joints at temperatures up to 150 °C compared to the untreated surface and to the mechanically processed surface.

Keywords: bonding technology, structural film adhesive, surface treatment for bonding, strength of adhesive joint, chemical treatment method, atmospheric pressure plasma, surface treatment modes

For citation: Rubtsova E.V., Balabanova O.S., Isayev A.Yu., Smirnov O.I., Lukina N.F. Technologies for bonding PCM structural elements using advanced surface preparation methods. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 59–70. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.180577/2307-6046-2026-0-9-59-70.

Введение

При изготовлении элементов конструкций изделий авиационной техники с различным типом деталей и агрегатов широко используются высокопрочные клеи конструкционного назначения, в том числе эпоксидные пленочные клеи марок ВК-51, ВК-36 и их модификации. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны технологические процессы склеивания, включающие эффективные способы подготовки поверхностей металлических материалов (алюминиевых сплавов, углеродистых, титановых и нержавеющей сталей) под склеивание с использованием конструкционных пленочных клеев. Такие клеи применяются в процессе сборки высокоресурсных клееных конструкций из металлических материалов, в том числе трехслойных сотовых, которые широко внедрены на предприятиях авиационной промышленности и обеспечивают длительный ресурс и надежность в процессе эксплуатации авиационной техники.

В последнее время в авиационной промышленности все чаще применяют полимерные композиционные материалы (ПКМ), в частности принципиально новые – на основе клеевых стеклопрепегов марок КМКС, в составе которых в качестве полимерной матрицы используются эпоксидные клеевые связующие расплавного типа с различным уровнем теплопрочностных и деформационных характеристик.

Установлено, что поверхность отформованных стеклопластиков из клеевых препрегов КМКС характеризуется чрезвычайно плотной структурой с пониженной химической активностью. За счет этого в результате применения типовых технологий склеивания деталей и агрегатов из клеевых препрегов КМКС отмечается пониженный (до 30 %) уровень прочностных характеристик клеевых соединений из ПКМ.

За рубежом используются различные способы активации склеиваемых поверхностей ПКМ, в том числе обработка химическими составами и ионно-плазменная обработка с применением плазмы атмосферного давления (ПАД). Данные технологии также показали эффективность в процессе активации поверхности ПКМ под склеивание эпоксидными клеями холодного отверждения отечественного производства.

Цель работы – исследование и выбор оптимального способа подготовки поверхности ПКМ из клеевых препрегов КМКС под склеивание высокопрочным пленочным эпоксидным клеем марки ВК-36Р горячего отверждения.

Материалы и методы

Объектами исследования являлись:

- конструкционный эпоксидный пленочный клей марки ВК-36Р горячего отверждения (ТУ 1-596-389-96);
- образцы из ПКМ, отформованных из клеевых стеклопрепегеов марок КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64.

Для оценки влияния способов подготовки поверхности ПКМ под склеивание на прочность клеевых соединений, выполненных клеем ВК-36Р, проводили испытания на сдвиг (ГОСТ 14759-69) и равномерный отрыв обшивки от сот (ОСТ 1 90069-72).

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

Результаты и обсуждение

Анализ патентно-технических источников информации в исследуемой области показал следующее. Основной целью разработки новых технологий склеивания является поиск наиболее эффективного способа подготовки склеиваемых поверхностей, в том числе из ПКМ, с целью повышения адгезионной способности поверхности субстрата путем увеличения площади смачивания наносимым на нее адгезивом, удаления слабых

поверхностных слоев, создания необходимого микрорельефа. Специальная цель заключается в повышении свободной энергии поверхности субстрата. С эксплуатационной точки зрения основной целью подготовки поверхности ПКМ является обеспечение долговременной прочности и надежности клеевых соединений. Таким образом, достижение высоких значений адгезионной прочности клеевых соединений должно совмещаться с обеспечением их надежности в конструктивных элементах [1–3].

Для обработки поверхности под склеивание используются физические (механические, абразивные), химические, физико-химические и электрохимические способы [4, 5].

К физическим (механическим) способам обработки поверхности под склеивание относятся абразивная обработка струйными методами и зачистка поверхностей шлифовальной бумагой. Эти способы до настоящего времени широко применяют для подготовки поверхности металлов, некоторых ПКМ, керамики и резин. Однако исследователи отмечают, что механическая обработка поверхности ПКМ перед склеиванием имеет существенные недостатки, в том числе может нарушиться целостность верхних слоев наполнителя, что может привести к снижению механических характеристик склеиваемых деталей. После пескоструйной обработки склеиваемых поверхностей клеевые соединения имеют низкую стойкость к комбинированному действию повышенных температур и влажности [6].

Более эффективными являются химические способы подготовки поверхности под склеивание. Например, химические (электрохимические) способы травления и анодного оксидирования широко применяют для обработки поверхности металлических материалов. При химических способах подготовки изменяются химические и физические свойства поверхности, повышается адгезионная способность. Травление применяют также для подготовки поверхностей ряда неметаллических материалов – резин, трудносклеиваемых материалов (фторопласта, пластмасс, полиэтилентерефталата и др.), а также некоторых типов ПКМ. Однако установлено, что после травления поверхности детали можно хранить ≤ 14 сут до начала процесса склеивания. При более длительном хранении прочность клеевых соединений снижается. В наибольшей степени (до 80 %) прочность клеевых соединений уменьшается после хранения подготовленной поверхности в течение 30 сут.

Повышению активности склеиваемой поверхности способствует применение адгезионных грунтов, которые предварительно наносят на материал. В клеевом соединении они выполняют следующие функции:

- защита подготовленных под склеивание поверхностей при промежуточной обработке, транспортировке и хранении деталей;
- увеличение промежутка времени между операциями подготовки поверхности и склеивания;
- увеличение количества деталей, проходящих одновременную подготовку поверхности;
- предохранение подготовленной поверхности от загрязнения при проведении межоперационных мероприятий;
- улучшение смачивания клеем поверхности субстрата (за счет низкой вязкости грунта или путем введения в грунт специальных компонентов).

Некоторые исследователи предлагают сочетать различные способы обработки поверхности стеклопластика. Например, в статье [7] рассмотрено влияние подготовки поверхности на прочность соединения «акриловый клей–стеклопластик». Установлено, что пескоструйная обработка поверхности стеклопластика с последующей обработкой химическими соединениями (силанами) и с использованием ПАД значительно улучшает адгезионные свойства клеевого соединения по сравнению с пескоструйным способом.

Широкое распространение получили жертвенные ткани, которые используются в качестве расходного материала в процессе формования деталей из ПКМ, подлежащих дальнейшему склеиванию. Жертвенная ткань производится из полиэфира, нейлона, политетрафторэтилена, полиамида, отличается характерной текстурой и используется для создания текстурированной (шероховатой) поверхности отформованной детали перед склеиванием, что обеспечивает улучшенное смачивание клеем и, как следствие, повышение адгезии клея к склеиваемой поверхности. Запатентован способ склеивания неметаллических материалов с «жертвенным» слоем на поверхности, после удаления которого на поверхности субстрата остается полимерная пленка, выполняющая функцию адгезионного праймера (активатора адгезии) и повышающая адгезионные характеристики клея [8].

В настоящее время наиболее перспективны физико-химические методы подготовки поверхности ПКМ под склеивание, такие как обработка коронным разрядом, ультрафиолетовым излучением, пламенная.

Запатентованы способ и оборудование для ремонта композиционных материалов авиационной техники, заключающийся в предварительной подготовке поверхностей перед склеиванием. Данная подготовка проводится локально с применением ультразвуковых пьезоэлектрических нагревателей и позволяет придать необходимую форму поврежденному участку, обеспечить необходимые адгезионные свойства для дальнейшего склеивания [9].

В работе [10] представлены результаты исследований по влиянию обработки различных материалов (стекло- и углепластика, поликарбоната, силикона, алюминия и др.) эксимерным лазером на адгезию клеев к обработанной поверхности. Установлено, что, несмотря на необходимость тщательного подбора параметров лазерной обработки для каждого материала (интенсивность, длительность и частота импульсов), такой подход значительно увеличивает адгезию клея к подготовленной поверхности.

Разработан способ модифицирования поверхности различных материалов (комполитов, черных и цветных металлов и сплавов) методом лазерной абляции [11]. Данный процесс позволяет получить необходимое значение поверхностной энергии субстрата, что влияет на адгезионные свойства клея и прочность клеевых соединений.

В патенте [12] предложен способ подготовки поверхности ПКМ под склеивание методом лазерного модифицирования. Данный метод позволяет получить оптимальные адгезионные свойства, а также добиться требуемых геометрических показателей поверхности.

Обработка коронным разрядом (воздействие неустойчивой плазмы при атмосферном давлении) представляет собой один из наиболее популярных современных способов подготовки поверхности пластиков. Целью такой обработки обычно является получение поверхности, более восприимчивой к последующему нанесению полиграфической краски или функционального покрытия. Данный способ иногда используют для объемных пластиковых изделий.

Пламенная обработка является вторым по популярности (после коронного разряда) способом подготовки поверхности полимеров для повышения поверхностной энергии. Важным моментом в работе установки для пламенной обработки является соотношение между природным газом и воздухом в смеси. В зависимости от содержания газа в смеси характеристики пламени могут значительно различаться. Пламенную обработку можно выполнить вручную с использованием паяльной лампы, однако в этом случае труднее обеспечить равномерную подготовку поверхности.

Известна технология склеивания трудносклеиваемых полимеров, таких как полиолефины, фторопласты, эластомеры [13], включающая механическую обработку поверхности с дополнительной обработкой тлеющим разрядом.

Термическая обработка материала когерентными источниками света все чаще находит применение в технологии изготовления пластических масс. Однако в настоящее время для подготовки поверхности с целью улучшения адгезии при склеивании пластмасс лазеры используют редко. Это обусловлено высокой стоимостью лазерной обработки по сравнению с обработкой ПАД или коронным разрядом [14].

В патенте [15] предложен способ подготовки стекло- и углепластиков перед склеиванием с применением ПАД, улучшающий адгезионные свойства поверхности.

В работе [16] отмечено, что высоких значений прочности адгезионного соединения в рамках адсорбционной (молекулярной) теории адгезии можно достичь в тех случаях, когда адгезив и субстрат обладают полярными функциональными группами. Обработка и модифицирование (функционализация, активация) поверхности ПКМ с использованием ПАД позволяют повысить адгезию жидкого компонента адгезива к ПКМ благодаря увеличению свободной энергии поверхности. В статье приведены результаты собственных исследований способов подготовки поверхности стеклопластика марки ВПС-53К на основе клеевого препрега КМКС-2мР.120.РВМПН под склеивание эпоксидным клеем холодного отверждения марки ВК-27. Отмечено, что стеклопластик ВПС-53К, как и стеклопластики многих других марок, характеризуется низкой смачиваемостью (краевой угол смачивания (КУС) >90 градусов). Авторы работы исследовали состояние поверхности стеклопластика ВПС-53К до и после обработки ПАД и установили связь энергетических характеристик с прочностью клеевого соединения. Обработка с использованием ПАД повышает полярную составляющую свободной энергии поверхности материала, которая находится в прямой корреляции с адгезионной прочностью. В результате проведенных в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ исследований разработана технология подготовки поверхности ПКМ под склеивание с использованием ПАД. Однако она применима только для склеивания стеклопластиков на основе клеевых препрегов марок КМКС с использованием клея ВК-27 и не распространяется на склеивание стеклопластиков высокопрочными пленочными клеями конструкционного назначения.

Таким образом, на основании анализа научно-технической и патентной информации выявлено, что применение современных методов активации поверхности полимерных материалов способствует решению многих технологических задач [17–21].

Применительно к технологиям склеивания полимерных материалов с пониженной поверхностной активностью максимальная прочность клеевых соединений достигается за счет обработки химическим составом или ПАД.

В рамках данной работы исследовано влияние рецептуры химических составов на эффективность обработки поверхности образцов ПКМ из клеевых препрегов марок КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64. С этой целью выбраны различные экспериментальные химические составы, которые представляют собой растворы кислот, органических растворителей, поверхностно-активных веществ (ПАВ), пенетрантов и загустителей в различных концентрациях и сочетаниях. Основой химических составов являлась дистиллированная вода. Определяли работоспособность и степень влияния экспериментальных составов на шероховатость и КУС. Для этого химические составы наносили на поверхность образцов из ПКМ, выдерживали определенное время, смывали проточной водой и проводили измерения в пяти точках.

В результате испытаний установлено, что наиболее эффективными являются составы, включающие следующие химические вещества:

- состав 1 – фтороводород, метилхлорид, изопропиловый спирт, загуститель и ПАВ;
- состав 2 – фтороводород, загуститель, ПАВ и смачиватель.

Определены технологические параметры (температура и продолжительность) обработки, шероховатость и КУС поверхности ПКМ после обработки химическими

составами 1 и 2 в сравнении с механическими способами обработки (табл. 1). В данной статье во всех таблицах приведены средние значения показателей.

Установлено, что выбранные химические составы вызывают протравливание поверхности ПКМ, тем самым увеличивая шероховатость и снижая КУС.

Таблица 1

Влияние способов обработки на шероховатость и краевой угол смачивания поверхности образцов ПКМ на основе клеевых препрегов

Способ обработки	Шероховатость R_a , мкм, для образца на основе препрега		Краевой угол смачивания, градус, для образца на основе препрега	
	КМКС-2м.120.Т10	КМКС-4м.175.Т64	КМКС-2м.120.Т10	КМКС-4м.175.Т64
Без обработки	0,4630	0,5422	98,4	97,0
Пескоструйный	9,5079	6,5962	102,7	99,2
Зачистка шлифовальной бумагой	3,3561	2,4599	106,2	89,6
Химический с использованием состава:				
1	5,1313	4,5229	83,6	86,9
2	1,6312	1,6109	77,4	79,7

Исследовано влияние обработки химическими составами 1 и 2 поверхности ПКМ на основе клеевых препрегов КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64 (в сравнении с механическими способами обработки и без обработки) на прочность при сдвиге клеевых соединений, выполненных с использованием пленочного клея ВК-36Р, при температурах от 20 до 150 °С. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2

Влияние способа обработки поверхности ПКМ на основе клеевых препрегов химическими составами 1 и 2 на прочность при сдвиге клеевых соединений

Клеевой препрег	Способ обработки	Прочность при сдвиге, МПа, при температуре испытаний, °С		
		20	120	150
КМКС-2м.120.Т10	Без обработки	13,0	13,0	—
	Зачистка шлифовальной бумагой	18,7	17,6	
	Пескоструйный	19,5	19,0	
	Химический с использованием состава:			
	1	22,4	21,8	
КМКС-4м.175.Т64	2	18,9	17,7	—
	Без обработки	11,5	—	9,5
	Зачистка шлифовальной бумагой	18,5		17,0
	Пескоструйный	21,0		19,8
	Химический с использованием состава:			
	1	23,0		22,0
	2	18,7		17,0

Более высокий уровень прочности клеевых соединений достигается в случае обработки поверхности ПКМ химическим составом 1. Представленные в табл. 2 значения прочности клеевых соединений получены с использованием оптимального температурно-временного режима обработки склеиваемых поверхностей образцов из ПКМ, который обеспечивает требуемую степень травления.

Исследована возможность подготовки поверхности ПКМ из клеевых препрегов КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64 под склеивание клеем ВК-36Р за счет обработки ПАД – частично ионизированным газом, генерируемым при давлении, близком к давлению окружающей среды (~1 ат). При этом предпочтительной для активации и очистки поверхностей материалов являлась холодная плазма с температурой 30–40 °С.

С учетом опыта по использованию ПАД для обработки поверхности ПКМ под склеивание клеем холодного отверждения ВК-27 выбраны аналогичные режимы подготовки поверхности образцов под склеивание клеем горячего отверждения ВК-36, включающие оптимальные значения шага и скорости обработки, расстояния от сопла до обрабатываемой поверхности, относительной мощности и расхода плазмообразующего газа.

Результаты испытаний по оценке влияния различных способов обработки поверхности ПКМ (механических и ПАД) на прочность клеевых соединений ПКМ + ПКМ и ПКМ + алюминиевый сплав Д16-АТ, выполненных клеем ВК-36, при температурах от 20 до 150 °С представлены в табл. 3.

Таблица 3

Влияние способа обработки поверхности ПКМ на основе клеевых препрегов плазмой атмосферного давления (ПАД) по оптимальному режиму в сравнении с механическими способами на прочность при сдвиге клеевых соединений

Склеиваемые материалы	Способ подготовки	Прочность при сдвиге, МПа, при температуре испытаний, °С		
		20	120	150
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10	Без обработки	14,3	13,9	–
	Зачистка шлифовальной бумагой	19,2	18,0	
	Пескоструйный	20,1	19,4	
	ПАД	26,1	24,2	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64	Без обработки	11,7	–	10,2
	Зачистка шлифовальной бумагой	19,7		18,2
	Пескоструйный	20,8		20,2
	ПАД	25,5		23,9
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10 + Д16-АТ	Без обработки	14,0	11,9	–
	Зачистка шлифовальной бумагой	20,8	18,0	
	Пескоструйный	22,1	20,8	
	ПАД	26,5	24,3	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64 + Д16-АТ	Без обработки	13,7	–	10,3
	Зачистка шлифовальной бумагой	18,9		16,9
	Пескоструйный	21,4		20,2
	ПАД	26,2		24,9

Подготовка поверхностей с использованием ПАД по оптимальному режиму способствует существенному (в ~2 раза) повышению прочности клеевых соединений в сравнении с необработанной и обработанной механическими способами поверхностями. При этом следует отметить, что использование оптимальных технологических параметров процесса обработки поверхности ПКМ позволяет достичь преимущественно когезионного характера разрушения клеевых соединений, а применение режимов, отличающихся от оптимального, – адгезионного или смешанного (адгезионно-когезионного).

Результаты, представленные в табл. 1–3, получены на стандартных образцах, изготовленных в лабораторных условиях. Практический интерес представляет оценка эффективности выбранных способов подготовки поверхности ПКМ (химический

и с использованием ПАД) при переходе от лабораторного способа изготовления к опытному путем формования клеевых соединений при склеивании ПКМ между собой и с алюминиевым сплавом Д16-АТ методом автоклавного, вакуумного формования и прессовым методом. В табл. 4–6 представлены результаты испытаний клеевых соединений, изготовленных в опытном производстве.

Таблица 4

**Прочность при сдвиге клеевых соединений,
изготовленных методом автоклавного формования**

Склеиваемые материалы	Способ обработки	Прочность при сдвиге, МПа, при температуре испытаний, °С		
		20	120	150
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10	Без обработки	15,5	15,0	–
	Пескоструйный	21,0	20,3	
	ПАД	27,5	25,0	
	Химический	23,2	22,5	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64	Без обработки	12,7	–	11,0
	Пескоструйный	21,2		20,6
	ПАД	26,7		25,1
	Химический	23,8		22,6
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10 + Д16-АТ	Без обработки	14,2	12,2	–
	Пескоструйный	22,8	21,7	
	ПАД	27,4	25,0	
	Химический	23,4	22,0	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64 + Д16-АТ	Без обработки	13,8	–	10,9
	Пескоструйный	21,8		20,6
	ПАД	27,5		25,3
	Химический	24,2		23,0

Примечание. ПАД – плазма атмосферного давления.

Таблица 5

**Прочность при сдвиге клеевых соединений,
изготовленных методом вакуумного формования**

Склеиваемые материалы	Способ обработки	Прочность при сдвиге, МПа, при температуре испытаний, °С		
		20	120	150
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10	Без обработки	14,4	14,0	–
	Пескоструйный	20,2	19,4	
	ПАД	25,7	24,5	
	Химический	22,4	21,7	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64	Без обработки	11,9	–	10,0
	Пескоструйный	20,3		19,5
	ПАД	26,1		24,5
	Химический	23,2		22,0
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10 + Д16-АТ	Без обработки	13,6	11,6	–
	Пескоструйный	20,0	18,9	
	ПАД	26,3	23,9	
	Химический	22,4	21,1	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64 + Д16-АТ	Без обработки	13,1	–	9,8
	Пескоструйный	21,3		19,8
	ПАД	26,4		24,7
	Химический	23,5		22,8

Примечание. ПАД – плазма атмосферного давления.

Таблица 6

Прочность при сдвиге клеевых соединений, изготовленных прессовым методом

Склеиваемые материалы	Способ обработки	Прочность при сдвиге, МПа, при температуре испытаний, °С		
		20	120	150
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10	Без обработки	14,9	14,3	—
	Пескоструйный	20,4	19,4	
	ПАД	26,7	24,3	
	Химический	22,5	21,6	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64	Без обработки	12,2	—	10,3
	Пескоструйный	20,5		19,5
	ПАД	26,2		24,3
	Химический	23,3		21,9
ПКМ на основе препрега КМКС-2м.120.Т10 + Д16-АТ	Без обработки	13,9	11,8	—
	Пескоструйный	22,3	21,0	
	ПАД	26,4	23,9	
	Химический	22,8	21,1	
ПКМ на основе препрега КМКС-4м.175.Т64 + Д16-АТ	Без обработки	13,5	—	10,6
	Пескоструйный	21,4		20,0
	ПАД	27,0		24,5
	Химический	24,1		22,7

Примечание. ПАД – плазма атмосферного давления.

Эффективность выбранных (химический и с использованием ПАД) способов подготовки поверхности образцов из ПКМ на основе клеевых препрегов марок КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64 сохраняется в случае изготовления клеевых образцов в опытном производстве: прочность клеевых соединений в сравнении с необработанной и обработанной механическим (пескоструйным) способом поверхностями существенно (не менее чем на 20 %) увеличивается в диапазоне температур от 20 до 150 °С.

Заключения

На основании анализа научно-технической и патентной информации выявлено, что в настоящее время наиболее современным и эффективным способом подготовки поверхности ПКМ, обеспечивающим реализацию максимальной прочности клеевых соединений, является обработка химическими составами или с использованием ПАД.

Исследовано влияние рецептуры химических составов на эффективность обработки поверхности образцов ПКМ из клеевых препрегов КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64 по таким параметрам, как шероховатость и КУС. Установлено, что выбранные химические составы вызывают протравливание поверхности ПКМ, тем самым увеличивая шероховатость и снижая КУС.

Показано, что обработка поверхности ПКМ из клеевых препрегов КМКС-2м.120.Т10 и КМКС-4м.175.Т64 химическим составом с оптимальной рецептурой или с использованием ПАД обеспечивает более высокий уровень прочности клеевых соединений в сравнении с необработанной и обработанной механическим способом поверхностями. Эффективность выбранных способов подготовки поверхности ПКМ сохраняется в случае изготовления клеевых образцов в опытном производстве.

Список источников

1. Сибилева С.В., Каримова С.А. Обработка поверхности титановых сплавов для обеспечения адгезионных свойств (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S2. С. 25–35.

2. Каблов Е.Н., Минаков В.Т., Аниховская Л.И. Клеи и материалы на их основе для ремонта конструкций авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2002. № 1. С. 61–65.
3. Куцевич К.Е. Клеевые препреги и углекомпози́ты на их основе: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2014. 19 с.
4. Петрова А.П., Малышева Г.В. Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2017. 472 с.
5. Петрова А.П., Донской А.А. Клеящие материалы. Герметики. СПб.: Проффессионал, 2008. 589 с.
6. Алямовский А.И., Земцова Е.В., Копыл Н.И., Объедков М.Л. Результаты экспериментальных исследований влияния различных способов подготовки поверхности крупногабаритных конструкций из углепластиков на характеристики прочности клеевых соединений // *Космическая техника и технологии*. 2023. № 2 (41) С. 54–64.
7. Del Real Jc., Ballesteros Y., Chamochin R. et al. Influence of surface preparation on the fracture behavior of acrylic adhesive/CFRP composite joints // *The Journal of Adhesion*. 2011. Vol. 87 (4). P. 366–381.
8. Отслаивающийся слой, способ подготовки поверхности и склеивания композитных конструкций с его использованием: пат. AU 2016256666; заявл. 07.11.16; опубл. 18.01.18.
9. Методы и устройства для ремонта композитных материалов: пат. US 10213964 B2; заявл. 08.05.15; опубл. 26.02.19.
10. Rotel M., Zahavi J., Tamir S. et al. Pre-bonding technology based on excimer laser surface treatment // *Applied Surface Science*. 2000. Vol. 154–155. P. 610–616.
11. Изменение поверхностной энергии с помощью прямого лазерного абляционного текстурирования поверхности: пат. US 10259077 B2; заявл. 24.03.15; опубл. 16.04.19.
12. Лазерная наноструктурированная обработка поверхности для соединения материалов: пат. US 11493070 B2; заявл. 24.09.19; опубл. 08.11.22.
13. Способ подготовки поверхности полимерных материалов к склеиванию: пат. RU 2126810 C1 Рос. Федерация; заявл. 01.08.97; опубл. 27.02.99.
14. Краус Э., Баудрит Б., Хаидемаиер П. и др. Обработка поверхности полимеров ультрафиолетовым лазером для улучшения качества склеивания // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2015. № 8. С. 24–31.
15. Способ обработки поверхности композитных материалов с помощью плазменных пучков атмосферного давления: пат. СА 2624565С; заявл. 30.09.05; опубл. 12.04.07.
16. Баранников А.А., Постнов В.И., Вешкин Е.А., Старостина И.В. Связь энергетических характеристик поверхности стеклопластика марки ВПС-53К с прочностью клеевого соединения на его основе // *Труды ВИАМ*. 2020. № 10 (92). С. 40–50. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-40-50.
17. Постнов В.И., Вешкин Е.А., Макрушин К.В., Судьин Ю.И. Технологические особенности изготовления из полимерных композиционных материалов лопастей несущего винта для легкого вертолета // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 82–92. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.
18. Салахова Р.К., Вешкин Е.А., Судьин Ю.И., Баранников А.А. Влияние шероховатости на поверхностно-энергетические характеристики и смачиваемость стеклопластика // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 2 (79). С. 48–58. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-48-58.
19. Дубровин И.М., Лопатина М.Ф., Исаев А.Ю., Старков А.И. Современные и перспективные способы подготовки поверхности металлов и полимерных композиционных материалов под склеивание клеями авиационного назначения // *Труды ВИАМ*. 2025. № 5 (147). С. 61–75. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-61-75.

20. Некрасов И.К., Абдуллин И.Ш., Сагитова Ф.Р. Повышение прочностных характеристик композиционного материала на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена с помощью модификации плазмой высокочастотного емкостного разряда пониженного давления // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 2 (79). С. 114–127. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 07.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-114-127.
21. Лукина Н.Ф., Дементьева Л.А., Петрова А.П., Аниховская Л.И. Клеящие материалы в конструкции лопастей вертолетов // *Труды ВИАМ*. 2016. № 7 (43). С. 58–66. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-7-7.

References

1. Sibileva S.V., Karimova S.A. Surface treatment of titanium alloys to provide adhesion properties. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S2, pp. 25–35.
2. Kablov E.N., Minakov V.T., Anikhovskaya L.I. Adhesives and materials based on them for the repair of aircraft structures. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2002, no. 1, pp. 61–65.
3. Kutsevich K.E. *Adhesive prepregs and carbon composites based on them*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2014, 19 p.
4. Petrova A.P., Malysheva G.V. *Adhesives, adhesive binders and adhesive prepregs*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017, 472 p.
5. Petrova A.P., Donskoy A.A. *Adhesive materials. Sealants*. St. Petersburg: Professional, 2008, 589 p.
6. Alyamovsky A.I., Zemtsova E.V., Kopyl N.I., Obedkov M.L. Results of experimental studies of the influence of various methods of preparing the surface of large structures made of carbon fiber on the strength characteristics of adhesive joints. *Kosmicheskaya tekhnika i tekhnologii*, 2023, no. 2 (41), pp. 54–64.
7. Del Real Jc., Ballesteros Y., Chamochin R. et al. Influence of surface preparation on the fracture behavior of acrylic adhesive/CFRP composite joints. *The Journal of Adhesion*, 2011, vol. 87 (4), pp. 366–381.
8. *Peeling layer, a method of surface preparation and bonding of composite structures using it*: pat. AU 2016256666; appl. 07.11.16; publ. 18.01.18.
9. *Methods and devices for repairing composite materials*: pat. US 10213964 B2; appl. 08.05.15; publ. 26.02.19.
10. Rotel M., Zahavi J., Tamir S. et al. Pre-bonding technology based on excimer laser surface treatment. *Applied Surface Science*, 2000, vol. 154–155, pp. 610–616.
11. *Modifying surface energy using direct laser ablative surface texturing*: pat. US 10259077 B2; appl. 24.03.15; publ. 16.04.19.
12. *Laser nanostructured surface treatment for joining materials*: pat. US 11493070 B2; appl. 24.09.19; publ. 08.11.22.
13. *Method of preparing the surface of polymeric materials for gluing*: pat. RU 2126810 C1 Rus. Federation; appl. 01.08.97; publ. 27.02.99.
14. Kraus E., Baudrit B., Heidemaier P. et al. Surface treatment of polymers with ultraviolet laser to improve the quality of adhesion. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2015, no. 8, pp. 24–31.
15. *Method for surface treatment of composite materials using atmospheric pressure plasma beams*: pat. CA 2624565C; appl. 30.09.05; publ. 12.04.07.
16. Barannikov A.A., Postnov V.I., Veshkin E.A., Starostina I.V. Link between the energy characteristics of the surface of fiberglass of the VPS-53K brand and the strength of the adhesive joint based on it. *Trudy VIAM*, 2020, no. 10 (92), pp. 40–50. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 07, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-40-50.
17. Postnov V.I., Veshkin E.A., Makrushin K.V., Sudin Yu.I. Technological features of manufacturing polymer composite materials of main rotor blades for a light helicopter. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 82–92. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 07, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.

18. Salakhova R.K., Veshkin E.A., Sudin Yu.I., Barannikov A.A. Effect of roughness on surface-energy characteristics and wetting properties of fiberglass. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 48–58. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 07, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-48-58.
19. Dubrovin I.M., Lopatina M.F., Isaev A.Yu., Starkov A.I. Modern and prospective methods for preparing metal and polymer composite surfaces for bonding with aviation-grade adhesives. *Trudy VIAM*, 2025, no. 5 (147), pp. 61–75. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 07, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-61-75.
20. Nekrasov I.K., Abdullin I.Sh., Sagitova F.R. Increase of strength characteristics of composite material on the basis of UHMWPE fabric by means of modification with CCP plasma of low-pressure discharge. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 114–127. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 07, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-114-127.
21. Lukina N.F., Dementeva L.A., Petrova A.P., Anihovskaya L.I. Gluing materials in the design of blades of helicopters. *Trudy VIAM*, 2016, no. 7, pp. 58–66. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 19, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-7-7.

Информация об авторах

Рубцова Екатерина Владимировна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Исаев Алексей Юрьевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Смирнов Олег Игоревич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лукина Наталия Филипповна, главный научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Oleg I. Smirnov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Natalia F. Lukina, Chief Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 29.06.2026.

The article was submitted 17.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 29.06.2026.

Научная статья

УДК 678/8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-71-85

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ХРАНЕНИЯ НА СВОЙСТВА БИСМАЛЕИНИМИДНОГО ПРЕПРЕГА И УГЛЕПЛАСТИКА НА ЕГО ОСНОВЕ

А.В. Начаркина¹, И.В. Зеленина¹, Л.В. Черфас¹, Г.Б. Эльдяева¹, А.Г. Гуняева¹

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

Аннотация. Исследовано влияние различных условий хранения на свойства препрега углепластика марки ВКУ-74 на основе термостойкого расплавленного бисмалеинимидного связующего и равнопрочной углеродной ткани. Проведена оценка физико-механических характеристик образцов углепластика марки ВКУ-74, изготовленных из препрега после хранения в различных условиях. По результатам проведенных исследований установлен гарантийный срок хранения препрега в условиях помещения при температуре 20 ± 5 °С, холодильной камеры при $0 \div 5$ °С и морозильной камеры при -18 ± 5 °С.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, препрег, высокотемпературный углепластик, расплавленное бисмалеинимидное связующее, условия хранения, гарантийный срок хранения

Для цитирования: Начаркина А.В., Зеленина И.В., Черфас Л.В., Эльдяева Г.Б., Гуняева А.Г. Влияние условий хранения на свойства бисмалеинимидного препрега и углепластика на его основе // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 71–85. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-71-85.

Scientific article

INFLUENCE OF STORAGE CONDITIONS ON PROPERTIES OF BISMALEIMID PREPREG AND CARBON FIBER COMPOSITE BASED ON IT

A.V. Nacharkina¹, I.V. Zelenina¹, L.V. Cherfas¹, G.B. Eldyaeva¹, A.G. Gunyaeva¹

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 effect of various storage conditions on the properties of the carbon fiber prepreg VKU-74 based on a heat-resistant melt bismaleimide binder and equal-strength carbon fabric was studied. The assessment of the physical and mechanical characteristics of carbon fiber VKU-74 samples made from prepreg after storage under various conditions. Based on the results of the conducted research, the warranty period for storing prepreg in a room at a temperature of 20 ± 5 °C, in a refrigerator at $0 \div 5$ °C, and in a freezer at 18 ± 5 °C has been established.

Keywords: polymer composite materials, prepreg, high-temperature carbon fiber reinforced plastics, melt bismaleimide binder, storage conditions, guaranteed shelf life

For citation: Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Cherfas L.V., Eldyaeva G.B., Gunyaeva A.G. Influence of storage conditions on properties of bismaleimid prepreg and carbon fiber composite based on it. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 71–85. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-71-85.

Введение

В последние десятилетия вырос спрос на высокопроизводительные и легкие материалы, что способствует развитию направления полимерных композиционных материалов (ПКМ). Наибольшую популярность в области изготовления композитов приобретают ПКМ на основе термореактивных полимерных матриц (связующих). Так, самый распространенный класс термореактивных связующих – эпоксидные, а ПКМ на их основе работоспособны при температурах от -60 до $+150$ °С. Однако в последнее время тенденции изменяются, также как и требования к конструкциям летательных аппаратов, а значит, и к материалам. При адаптации к возрастающим требованиям необходимы материалы, сочетающие как высокие физико-механические характеристики, так и выдерживающие повышенные рабочие температуры в диапазоне 200 – 300 °С. Для реализации характеристик при таких температурах специалисты исследуют и разрабатывают новые составы полимерных матриц и ПКМ на их основе [1–5].

Углепластики на основе бисмалеинимидных связующих – это настоящий прорыв в авиакосмической промышленности, т. е. там, где требуются материалы, работоспособные в условиях повышенных температур и нагрузок. Они демонстрируют стабильное сохранение характеристик в температурном диапазоне 200 – 250 °С, сохраняя высокие показатели механических свойств при таких температурах эксплуатации [6, 7]. Кроме того, возможность использования стандартного оборудования, сравнительно невысокие температуры переработки и отсутствие летучих продуктов в процессе формования представляют собой очевидные преимущества при организации производства ПКМ на основе бисмалеинимидных связующих [8]. В настоящее время современные ПКМ на основе бисмалеинимидных связующих находят применение в горячих зонах летательных аппаратов – например, в конструкции современных двигательных установок, создавая конкуренцию традиционным металлическим сплавам. Бисмалеинимидные материалы стали одним из ключевых элементов конструкции современных авиационных двигателей, где они занимают нишу между материалами на основе эпоксидных и полиимидных матриц. Их внедрение позволяет создавать детали, которые сочетают высокую термостойкость, прочность и малую массу. Рынок их потребления растет и по прогнозам к 2032 г. их доля вырастет с 4,1 до 10,1 % [9–11].

При разработке и запуске в производство препрега важным показателем является его жизнеспособность, т. е. гарантийный срок хранения, в течение которого изготовленные полуфабрикаты (препреги) хранятся без ухудшения технологических характеристик [12]. В зависимости от класса полимерного связующего, на основе которого изготавливается препрег, и условий его хранения (при повышенных или пониженных температурах) препреги могут храниться от нескольких суток до нескольких месяцев [13, 14].

Старение препрега при хранении – это комплексный процесс, который включает частичное отверждение, диффузию влаги, релаксацию связующего, что влияет на изменение свойств материала и, как следствие, приводит к необходимости корректировки технологического процесса. Даже при отрицательных температурах этот процесс не останавливается, а лишь значительно замедляется.

Старение бисмалеинимидного реактопластичного препрега вызывает постепенное, но уже необратимое протекание реакции отвержения еще на этапе хранения [15]. Это приводит к химическим изменениям:

– росту вязкости – в связующем увеличивается количество химических поперечных связей, что снижает его текучесть;

– сужению технологического окна – происходит уменьшение времени гелеобразования, что означает ранний переход материала в гелеобразное состояние при его нагреве и требует корректировки технологического режима отверждения материала;

– происходят небольшие изменения химического состава, реакционная способность снижается, что замедляет процесс его последующего отверждения.

Все эти изменения влияют на процессы формования препрега, поэтому необходимо корректировать параметры режима отверждения при изготовлении ПКМ.

Для производственных процессов изменение характеристик препрега при старении также имеет технологические аспекты [16–19]:

– происходит снижение липкости – это одно из первых и заметных проявлений старения материала, влияющее на качество выкладки;

– ухудшение драпируемости – материал становится более жестким, что ухудшает его технологичность при выкладке изделий сложной геометрической формы;

– снижение качества конечного изделия – повышается вязкость и уменьшается текучесть материала, что может привести к неполному удалению воздуха в процессе формования и образованию пор в готовом изделии и, как следствие, снижению физико-механических характеристик.

Поэтому очень важно исследовать процессы старения препрегов ПКМ [20], а также устанавливать и фиксировать в нормативной документации на материал конкретный гарантийный срок хранения при различных условиях – в морозильной камере, холодильнике и при комнатной температуре.

Однако механизм старения материалов на различных полимерных матрицах реализуется по-разному, что напрямую обусловлено различиями в их химической структуре и, как следствие, температурной стойкости и механизмах деградации. У эпоксидных ПКМ старение на начальном этапе ускоряет последующее отверждение из-за сшивки молекулярной сетки связующего, на поздних этапах (особенно при наличии влажности) происходит разрушение сшитой сетки под действием влаги. У ПКМ на бисмалеинимидной основе старение аналогично приводит к дальнейшему сшиванию через реакцию имидных циклов, главное отличие – они более устойчивы к воздействию влажной среды за счет ароматических азотсодержащих групп [21].

Минимальный срок годности препрега должен составлять не менее 14 дней, что необходимо для его переработки в условиях производственного цеха. Как правило, максимально возможный срок хранения обеспечивается в условиях морозильной камеры при температурах менее $-18\text{ }^{\circ}\text{C}$. Но в связи с тем, что в условиях производства часто присутствует в наличии холодильная, а не морозильная камера, представляет интерес также определение гарантийного срока хранения материала при температурах от 0 до $5\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В табл. 1 представлены данные по срокам годности для различных препрегов на основе бисмалеинимидных связующих, выпускаемых отечественными и зарубежными производителями [22–27].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан препрег углепластика марки ВКУ-74 на основе расплавного бисмалеинимидного связующего марки ВСТ-71 и равнопрочной углеродной ткани марки ВТкУ-5, предназначенный для изготовления изделий с рабочей температурой от -60 до $+220\text{ }^{\circ}\text{C}$. В данной статье представлены результаты исследования процесса старения препрега бисмалеинимидного углепластика ВКУ-74 для определения гарантийного срока хранения материала. Проведены испытания по определению реакционной активности и технологических свойств препрега после хранения в различных условиях. Исследовано также влияние условий хранения препрега на свойства углепластика на его основе – приведены физико-механические характеристики углепластиков, в том числе при повышенной рабочей температуре, характеризующей сохранение термостойкости материала.

Таблица 1

**Сроки годности выпускаемых на отечественном и зарубежном рынках препрегов
на основе бисмалеинимидных связующих**

Марка связующего/препрег на его основе (производитель, страна)	Срок годности, мес., при температуре хранения, °С		
	20÷25	от 0 до 5	–18
ВСТ-57 (ВИАМ, РФ)	1	4	12
SB 332 / M250 (Итекма, РФ)	1	–	12
ТЭИС-33М (ОНПП Технология, РФ)	–	1,5	12
HexPly®F655/ W3T282-42-F655 (Hexcel Corporation, США)	1	6	12
CYCOM®5250-4/T650-3K-8HS (Cytac Solvay Group, США)	1	3	12
RS-8HM/T300-6K (3K) (Toray Industries, Inc., Япония)	1	–	6
RM-3002 / T650-35-6K-UC309-5HS (Renegade Materials Corp., США)	1	–	12

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

Объект исследования – препрег углепластика ВКУ-74 (рис. 1, а) на основе расплавного термореактивного бисмалеинимидного связующего ВСТ-71 и равнопрочной углеродной ткани ВТкУ-5 с поверхностной плотностью 200 г/м², а также углепластик (рис. 1, б), изготовленный из данного препрега после его хранения в различных условиях.

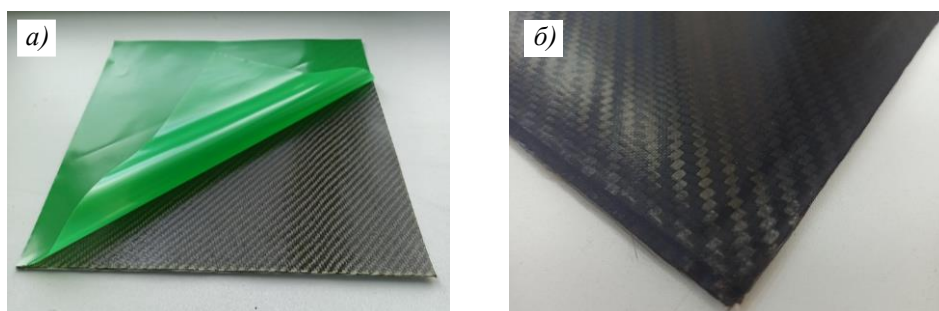


Рис. 1. Внешний вид препрега (а) и углепластика (б) марки ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего

Нарезанный по размерам заготовок для проведения исследований и изготовления углепластика, препрег ВКУ-74 герметично упакован и заложен на хранение. В табл. 2 приведены условия и сроки хранения препрега.

Таблица 2

Условия и сроки хранения препрега ВКУ-74

Условия хранения	Сроки хранения
В комнате при температуре 20 ± 5 °С	2, 3, 4, 5 недель
В холодильной камере при температуре $0 \div 5$ °С	3, 4, 5, 6 мес.
В морозильной камере при температуре -18 ± 5 °С	3, 4, 5, 6 мес.

После хранения в указанных условиях в течение различных периодов времени проводили исследование свойств препрега и углепластика на его основе.

Оценку технологических свойств препрега проводили: по ГОСТ Р 56796–2015 – массовую долю связующего; по ГОСТ 32660–2014 – текучесть смолы в препреге (при температуре 150 °С и удельном давлении 0,7 МПа в течение 30 мин).

Оценку реакционной активности препрегов проводили методами термического анализа:

– методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) по ГОСТ Р 56755–2015 в условиях динамического нагрева со скоростью 10 °С/мин;

– методом термомеханического анализа (ТМА) определяли время гелеобразования при воздействии на образец сжимающей нагрузки с переменной частотой 1 Гц в интервале температур от 20 до 300 °С в динамической воздушной среде при скорости продувки 50 мл/мин.

Проводили оценку следующих свойств углепластика:

- содержание связующего и толщина монослоя – по ГОСТ Р 56682–2015 (Метод II);
- плотность – по ГОСТ 15139–69 (Метод гидростатического взвешивания);
- температура стеклования – по ГОСТ Р 56753–2015;
- прочность и модуль упругости при статическом изгибе – по ГОСТ Р 56805–2015;
- прочность при межслойном сдвиге – по ГОСТ 32-659–2014.

Результаты и обсуждение

Для разработки технических условий на препрег углепластика марки ВКУ-74 необходимо выбрать нормируемые показатели качества, а также исследовать жизнеспособность препрега для определения условий и гарантийного срока его хранения.

При определении сроков хранения препрега углепластика ВКУ-74 отобраны образцы и заложены на хранение в различных условиях: в комнате при температуре 20 ± 5 °С; в холодильной камере при температуре $0 \div 5$ °С; в морозильной камере при температуре -18 ± 5 °С. После хранения в указанных условиях в течение различных периодов времени проводили исследование свойств препрега и углепластика на его основе. Перед проведением испытаний герметично упакованные образцы препрега после хранения в холодильнике и в морозильной камере выдерживали при температуре 20 ± 5 °С в течение не менее 6 ч до исчезновения с поверхности упаковочной пленки конденсированной влаги.

В табл. 3 приведены результаты исследования текучести смолы в препреге после хранения в различных условиях. Поскольку данная характеристика напрямую зависит от исходного значения массовой доли связующего в препреге, для проведения анализа подобраны образцы препрега с минимальным разбросом показателя текучести, который составил от 40,6 до 41,8 %.

На рис. 2 приведены кривые зависимости изменения текучести смолы в препреге от срока хранения в различных условиях.

Свойства препрега углепластика ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего после хранения препрега в различных условиях

Условия хранения препрега	Срок хранения	Массовая доля связующего, %	Текучесть смолы	
			численное значение, %	% сохранения от исходного значения
В исходном состоянии	—	41,4	23,4	—
В помещении при температуре 20 ± 5 °С	2 недели	40,7	20,6	88
	3 недели	41,2	18,8	80
	4 недели	41,4	15,6	66
	5 недель	40,9	7,9	33
В холодильнике при температуре $0\div 5$ °С	3 мес.	41,8	22,2	95
	4 мес.	40,8	18,6	79
	5 мес.	41,5	16,7	71
	6 мес.	41,1	15,4	66
В морозильной камере при температуре -18 ± 5 °С	3 мес.	41,7	23,1	100
	4 мес.	40,9	23,3	100
	5 мес.	41,2	22,9	98
	6 мес.	40,6	20,9	89

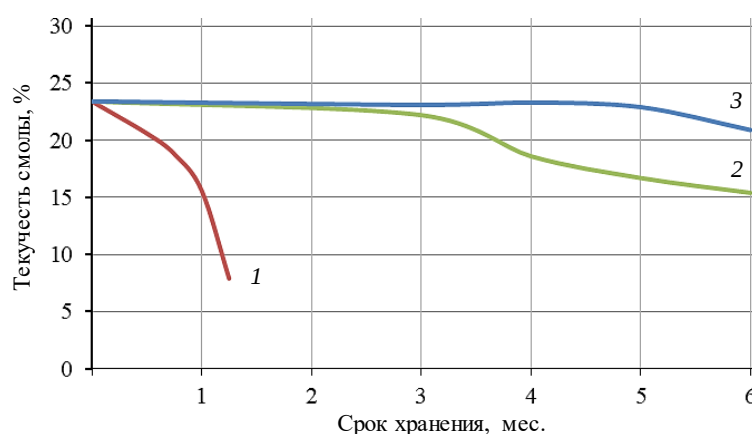


Рис. 2. Изменение текущей смолы в препреге углепластика ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего в зависимости от условий и сроков хранения: 1 – при температуре 20 ± 5 °С; 2 – в холодильнике при температуре от 0 до 5 °С; 3 – в морозильной камере при температуре -18 ± 5 °С

После трех недель хранения при температуре 20 ± 5 °С значение текущей смолы в препреге остается на уровне, близком к уровню значений для препрега в исходном состоянии, а после четырех недель данный параметр начинает стремительно меняться – наблюдается снижение текущей смолы, что указывает на ухудшение технологических свойств препрега из-за увеличения вязкости связующего. Поскольку данный параметр обеспечивает равномерность распределения связующего при изготовлении материала, при снижении текущей смолы для препрега на основе бисмалеинимидного связующего до значений <15 % возможно образование различных дефектов в виде несплошности полимерной матрицы в углепластике, что приводит к снижению как прочностных, так и эксплуатационных характеристик.

На одном уровне исходных значений остается текучесть смолы в препрегах после трех месяцев хранения при температурах $0\div 5$ °С и -18 ± 5 °С. В интервале хранения от трех до шести месяцев при температурах $0\div 5$ °С наблюдается постепенное снижение

текучести смолы до значения 15,4 %, что позволяет рекомендовать хранение при данной температуре не более шести месяцев. При температуре -18 ± 5 °С после шести месяцев хранения сохраняется значение показателя на уровне исходного.

Реакционную активность (температурный интервал, тепловой эффект процесса отверждения, наступление времени гелеобразования) связующего в исходном препреге ВКУ-74 и после его хранения в различных условиях исследовали методами ДСК и ТМА. Полученные результаты приведены в табл. 4.

Таблица 4

**Реакционная активность препрега на основе бисмаленимидного связующего ВСТ-71
после хранения препрега в различных условиях**

Условия хранения препрега	Срок хранения	Температура пиков реакции отверждения, °С	Тепловой эффект реакции отверждения, Дж/г	Время гелеобразования связующего в препреге, мин
В исходном состоянии	—	253	138	7,5
В помещении при температуре 20 ± 5 °С	2 недели	163/252	150	8,1
	3 недели	163/235	134	8,9
	4 недели	163/234	144	3,2
	5 недель	163/228	163	1,1
В холодильнике при температуре 0 ± 5 °С	3 мес.	165/253	152	6,7
	4 мес.	166/255	142	5,6
	5 мес.	168/253	148	4,5
	6 мес.	161/225	158	2,0
В морозильной камере при температуре -18 ± 5 °С	3 мес.	252	152	7,1
	4 мес.	162/255	144	7,7
	5 мес.	162/264	141	7,3
	6 мес.	166/255	156	6,1

Начиная с четвертой недели хранения препрега при температуре 20 ± 5 °С значение времени гелеобразования начинает сокращаться, что, также как и снижение текучести смолы, подтверждает начавшиеся процессы старения связующего в препреге. В условиях хранения при температуре -18 ± 5 °С в течение исследуемого срока хранения данная характеристика остается на уровне исходных значений, а в случае хранения при температуре 0 ± 5 °С снижается незначительно.

Значительные изменения можно видеть на ДСК-термограммах образцов препрега, испытанных после хранения в различных условиях, которые приведены на рис. 3.

При исследовании исходного препрега температура пика реакции отверждения составляет 250–260 °С, а после хранения во всех условиях наблюдается появление второго пика – при 160–170 °С. Следует отметить, что в условиях хранения при температуре -18 ± 5 °С второй пик появляется позже, начиная только с четвертого месяца. При этом общий тепловой эффект реакции отверждения практически не изменяется и имеет значения в интервале от 134 до 163 Дж/г.

По характеру изменения кривых можно отследить, что при хранении в комнатных условиях основной пик реакции отверждения смещается в сторону более низких температур (после хранения первый пик реакции соответствует значению 163 °С во время всего хранения, а второй пик находится в диапазоне значений температур 228–252 °С, в зависимости от срока хранения препрега: более долгое хранение способствует снижению значения температуры второго пика). Похожая ситуация происходит при хранении препрега в холодильнике при температурах от 0 до 5 °С – основной пик реакции

смещается в сторону низких температур и находится в диапазоне 161–168 °С. Значение второго пика начинает меняться только после шести месяцев хранения (225 °С). При температуре -18 ± 5 °С хранение препрега происходит лучше, поскольку серьезного смещения основного пика реакции отверждения не наблюдается, однако после шести месяцев хранения также наблюдается увеличение второго пика реакции на кривой ДСК-термограммы. Таким образом, на основе данных, полученных методом ДСК, можно сделать вывод, что максимального сохранения реакционной способности препрега на основе бисмалеинимидного связующего ВСТ-71 можно достигнуть при хранении в морозильной камере.

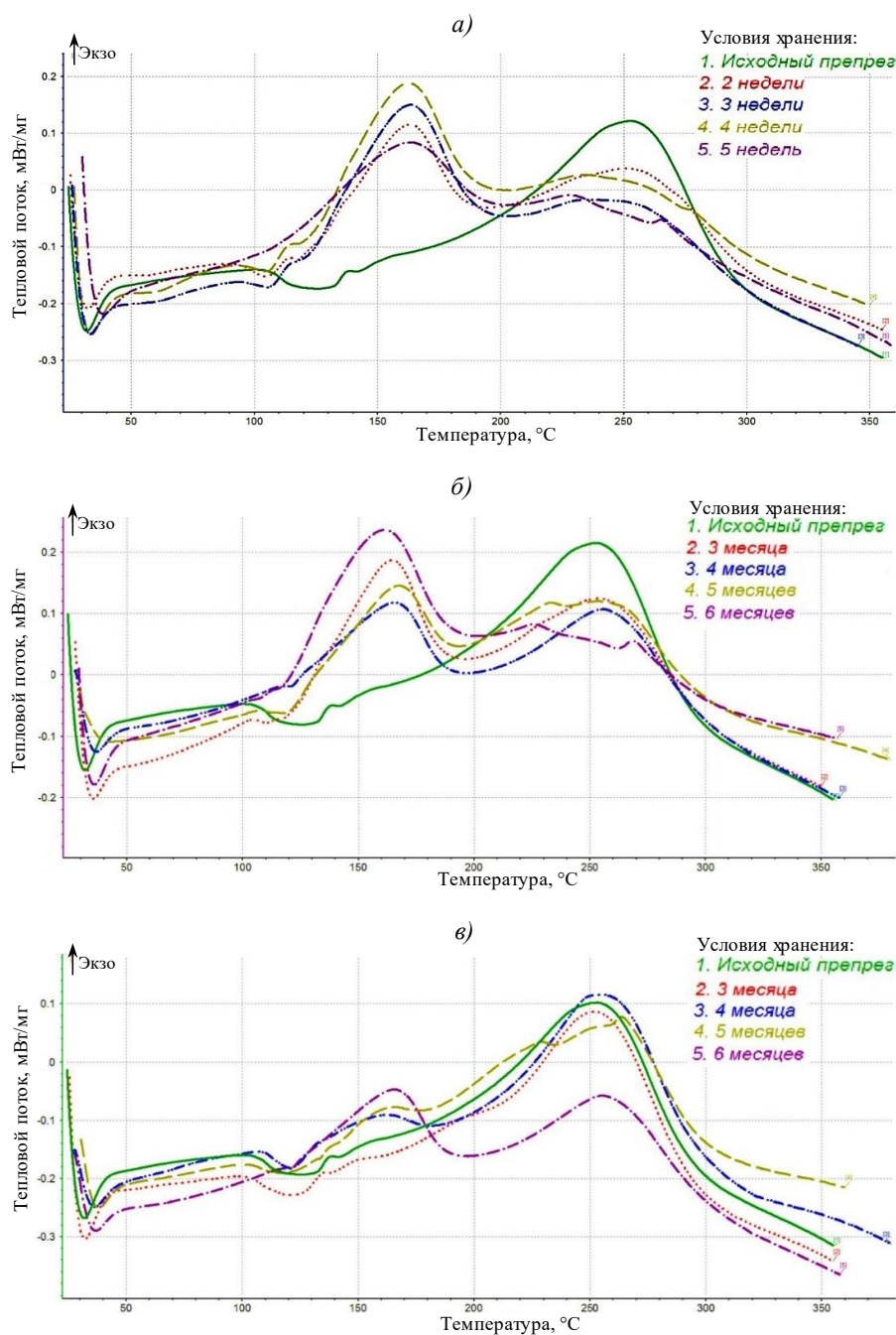


Рис. 3. ДСК-термограммы препрега углепластика ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего после хранения при температурах 20 ± 5 °С (а), от 0 до 5 °С (б) и 18 ± 5 °С (в)

После хранения в различных условиях из заготовок препрега изготовлены образцы углепластика и исследованы их физические свойства. Определены такие характеристики, как массовая доля связующего, плотность, толщина монослоя и температура стеклования. Полученные результаты приведены в табл. 5.

Таблица 5

Физические свойства (средние значения) углепластика на основе бисмалеинимидного связующего ВСТ-71 после хранения препрега в различных условиях

Условия хранения препрега	Срок хранения	Массовая доля связующего, %	Плотность, кг/м ³	Толщина монослоя, мм	Температура стеклования, °C	
					T_g^{dry} (сухое состояние)	T_g^{wet} (влажное состояние)
В исходном состоянии	–	34,0	1562	0,197	281	217
В помещении при температуре 20±5 °C	2 недели	35,8	1558	0,201	277	–
	3 недели	36,0	1551	0,215	278	–
	4 недели	37,8	1545	0,221	273	–
	5 недель	39,1	1527	0,228	264	–
В холодильнике при температуре 0÷5 °C	3 мес.	34,4	1560	0,198	286	225
	4 мес.	35,2	1552	0,203	293	228
	5 мес.	37,8	1546	0,213	261	227
	6 мес.	39,2	1538	0,243	257	230
В морозильной камере при температуре –18±5 °C	3 мес.	34,2	1563	0,199	289	221
	4 мес.	33,7	1560	0,196	286	226
	5 мес.	34,2	1561	0,198	285	237
	6 мес.	35,6	1554	0,200	287	235

Физические свойства (содержание связующего, толщина монослоя и плотность) углепластика, изготовленного из препрега, хранившегося в течение четырех недель в помещении при температуре 20±5 °C, в течение пяти месяцев в холодильнике при температуре от 0 до 5 °C и шести месяцев в морозильной камере при температуре –18±5 °C, остались на уровне аналогичных свойств углепластика, изготовленного из исходного препрега, и находятся в диапазоне допустимых значений для физических свойств, представленных в технических условиях на данный материал. У углепластика, изготовленного из препрега, хранившегося пять недель в помещении, значительно возрастает величина толщины монослоя в углепластике до 0,228 мм в соответствии с увеличением содержания связующего до 39,1 %, а также наблюдается постепенное снижение величины плотности до 1527 кг/м³, что коррелирует с данными из табл. 3, указывающими на заметное снижение текучести после четырех недель хранения в помещении. При оценке температуры стеклования углепластика после хранения в различных условиях, наблюдается допустимое снижение значения до ~260 °C, подтверждающее сохранение термостойких свойств материала. Исследования проведены в том числе после воздействия повышенной влажности, так как углепластики на основе бисмалеинимидных связующих подвержены сильному влиянию влажности. После водопоглощения показатель температуры стеклования увеличивается в среднем на 10 °C. В некоторых случаях воздействие влаги может приводить к релаксационным процессам в полимерной матрице, что сопровождается повышением температуры стеклования, а также это может быть связано с образованием более жестких полимерных цепей или увеличением плотности шивки в процессе тепловлажностного старения.

Данные по физическим показателям при хранении препрега в холодильнике в течение пяти месяцев уже находятся на границе диапазонов, обозначенных в технических условиях на материал, что не позволяет гарантировать качество получаемого материала после данного срока.

Результаты определения прочностных характеристик углепластика на основе препрега, хранившегося при температуре 20 ± 5 °С, представлены в табл. 6, а на основе препрега, хранившегося при температурах $0 \div 5$ °С и -18 ± 5 °С, – в табл. 7.

Таблица 6

**Свойства* углепластика на основе бисмаленимидного связующего ВСТ-71
после хранения препрега при температуре 20 ± 5 °С**

Срок хранения	Прочность при статическом изгибе, МПа		Прочность при межслойном сдвиге, МПа	
	при температуре, °С			
	23±3	220	23±3	220
Исходный препрег	<u>950–990</u> 980	<u>850–980</u> 900	<u>67–72</u> 69	<u>52–56</u> 54
2 недели	<u>860–970</u> 930	<u>810–950</u> 870	<u>58–62</u> 61	<u>49–54</u> 51
3 недели	<u>880–1000</u> 920	<u>800–840</u> 830	<u>52–64</u> 60	<u>47–52</u> 49
4 недели	<u>800–880</u> 850	<u>730–840</u> 780	<u>53–63</u> 57	<u>44 - 48</u> 47
5 недель	<u>720–780</u> 740	<u>510–580</u> 550	<u>43–49</u> 46	<u>35 - 39</u> 37
* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.				

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

Таблица 7

**Свойства* углепластика на основе бисмаленимидного связующего ВСТ-71,
после хранения препрега при температурах $0 \div 5$ и -18 ± 5 °С**

Условия хранения препрега	Срок хранения, мес.	Прочность при статическом изгибе, МПа		Прочность при межслойном сдвиге, МПа	
		при температуре, °С			
		23±3	220	23±3	220
В исходном состоянии	–	<u>950–990</u> 980	<u>850–980</u> 900	<u>67–72</u> 69	<u>52–56</u> 54
В холодильнике при температуре 0÷5 °С	3	<u>1000–1100</u> 1030	<u>840–960</u> 890	<u>58–64</u> 61	<u>49–54</u> 52
	4	<u>910–950</u> 920	<u>790–900</u> 850	<u>50–53</u> 51	<u>48–53</u> 50
	5	<u>810–920</u> 870	<u>770–880</u> 820	<u>43–47</u> 44	<u>41–43</u> 42
	6	<u>750–880</u> 770	<u>690–830</u> 700	<u>39–45</u> 42	<u>37–41</u> 39
В морозильной камере при температуре –18±5 °С	3	<u>880–1070</u> 990	<u>860–900</u> 880	<u>65–69</u> 68	<u>46–49</u> 48
	4	<u>990–1050</u> 1010	<u>830–920</u> 880	<u>64–70</u> 68	<u>44–47</u> 46
	5	<u>990–1080</u> 1040	<u>810–950</u> 860	<u>62–68</u> 66	<u>44–46</u> 45
	6	<u>850–990</u> 970	<u>770–900</u> 830	<u>55–60</u> 57	<u>40–44</u> 43
* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.					

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

Следует отметить, что уровень сохранения прочности углепластика, изготовленного из препрега, хранящегося в помещении, после четырех недель, начинает существенно снижаться и находится на уровне 61–75 % относительно значений исходного препрега. На рис. 4 приведены диаграммы сохранения прочности углепластика после хранения при температуре 20 ± 5 °С при температурах испытаний 23 ± 3 и 220 °С.

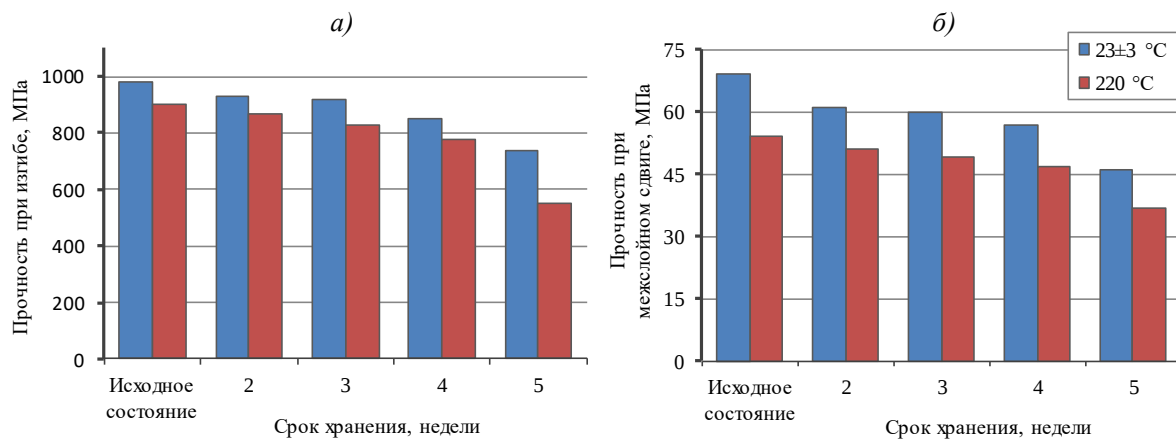


Рис. 4. Прочность при изгибе (а) и межслойном сдвиге (б) углепластика ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего после хранения при температуре 20 ± 5 °С

Анализ результатов, представленных в табл. 6, показывает, что сохранение прочности при статическом изгибе и межслойном сдвиге для углепластика, полученного из препрега, хранившегося при температуре 23 ± 3 °С, при повышенной температуре, по средним значениям после четырех недель составляет 92 и 82 %, а после пяти недель – уже 74 и 80 % от исходных значений соответственно, что свидетельствует о хорошем уровне сохранения термостойкости углепластика до четырех недель хранения препрега.

Общий уровень сохранения прочностных свойств для углепластика бисмалеинимидной природы ожидаемо находится ниже в сравнении с другими термостойкими матрицами из-за ухудшения технологических характеристик с течением времени при хранении и, соответственно, снижения качества материала. Тем не менее снижение составляет ≤ 20 % после хранения в течение четырех недель, что в зависимости от эксплуатационных требований к изделию является допустимым и позволяет рекомендовать гарантийный срок хранения при температуре 20 ± 5 °С до четырех недель.

Видно, что уровень сохранения прочности углепластика, изготовленного из препрега, хранящегося в холодильнике, равномерно снижается с увеличением срока хранения и к шести месяцам составляет 60–78 % относительно значений для исходного препрега. В условиях морозильной камеры при том же сроке хранения углепластик имеет значения сохранения прочности 79–98 %, т. е. прочность остается на уровне исходных значений. На рис. 5 и 6 приведены диаграммы сохранения прочности углепластика после хранения в холодильной и морозильной камерах при температурах испытаний 23 ± 3 и 220 °С.

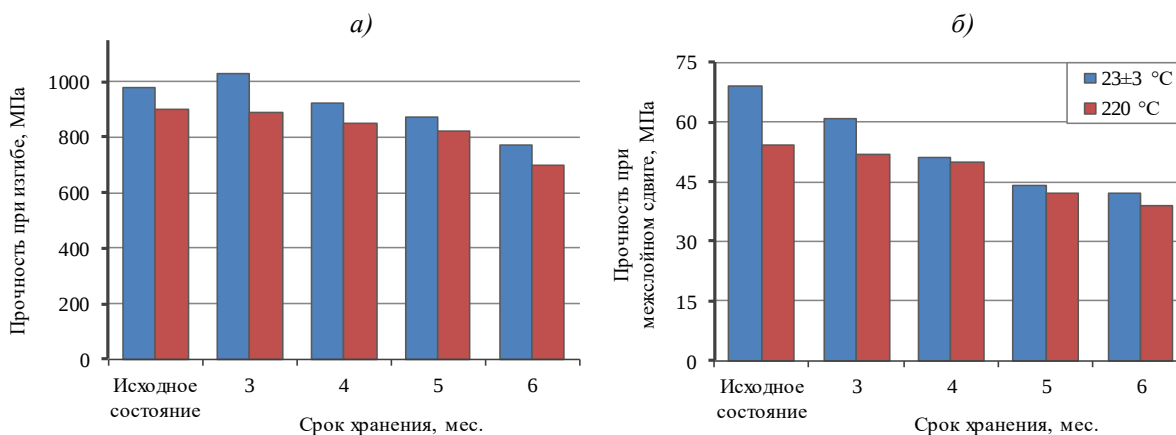


Рис. 5. Прочность при изгибе (а) и межслойном сдвиге (б) углепластика ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего после хранения при температуре $0\div 5$ °С

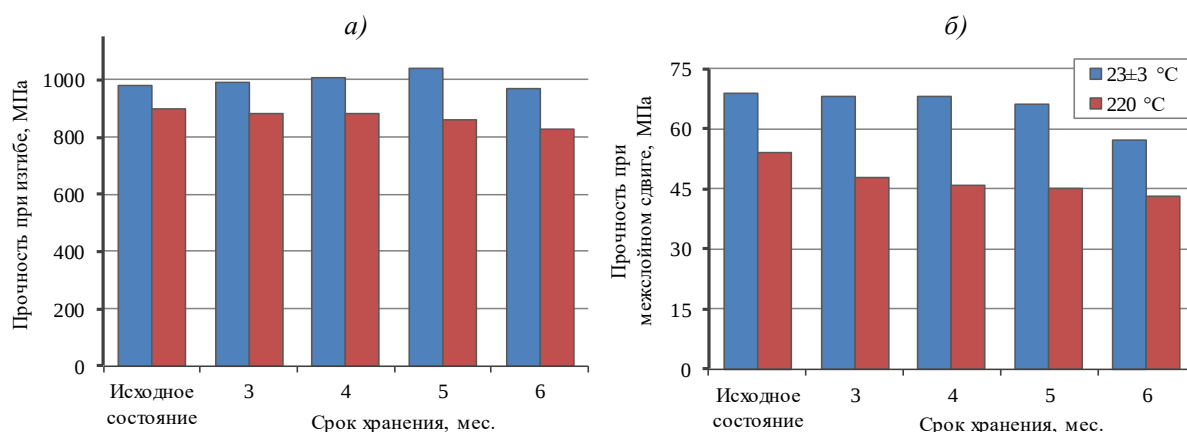


Рис. 6. Прочность при изгибе (а) и межслойном сдвиге (б) углепластика ВКУ-74 на основе бисмалеинимидного связующего после хранения при температуре -18 ± 5 °C

Анализ результатов, представленных в табл. 7, показывает, что сохранение прочности при статическом изгибе и межслойном сдвиге углепластика, полученного из препрега, хранившегося в условиях холодильной и морозильной камер, при повышенной температуре, по средним значениям прочности после шести месяцев хранения остается на уровне не менее 70 %.

Заключения

Таким образом, исходя из полученных данных, можно сделать вывод о допустимых сроках хранения препрега углепластика марки ВКУ-74, изготовленного на основе бисмалеинимидного связующего:

- 4 недели при хранении в помещении при температуре 20 ± 5 °C;
- пять месяцев при хранении в холодильнике при температуре $0 \div 5$ °C;
- шесть месяцев при хранении в морозильной камере при температуре -18 ± 5 °C.

При анализе полученных результатов по хранению препрега в условиях морозильной камеры очевидно, что препрег углепластика марки ВКУ-74 по всем исследуемым параметрам сохраняет неизменно высокий уровень значений, что требует дополнительных исследований для подтверждения возможного увеличения гарантийного срока хранения препрега при температуре -18 ± 5 °C.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Бабин А.Н., Мухаметов Р.Р., Панина Н.Н. Разработки ФГУП «ВИАМ» в области расплавных связующих для полимерных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2. № 2. С. 37–42.
3. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
4. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 122–144. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

5. Iredale R.J., Ward C., Hamerton I. Modern advances in bismaleimide resin technology: A 21st century perspective on the chemistry of addition polyimides // *Progress in Polymer Science*. 2017. Vol. 69. P. 1–21.
6. Начаркина А.В., Зеленина И.В., Смирнов А.В., Бойчук А.С. Влияние метода формования на структуру и свойства углепластика на основе бисмалеинимидного связующего // *Труды ВИАМ*. 2025. № 9 (151). С. 35–49. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-35-49.
7. Xu X., Peng G., Zhang B. et al. Material performance, manufacturing methods, and engineering applications in aviation of carbon fiber reinforced polymers: A comprehensive review // *Thin-Walled Structures*, 2025. Vol. 209. Art. 112899. DOI: 10.1016/j.tws.2024.112899.
8. 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: 20.05.2026) DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
9. Evsyukov S.E., Pohlmann T., ter Wiel M. Modern approaches to the processing of bismaleimide resins // *Current trends in polymer science*, 2020. Vol. 20. P. 1–28.
10. Bismaleimide Prepreg Systems Market – Global Forecast 2026–2032 // *Researchandmarkets*. URL: <https://www.researchandmarkets.com/reports/6122216/bismaleimide-prepreg-systems-market-global#src-pos-1> (дата обращения: 18.06.2026).
11. Mosiyuk V., Bukharov S., Baranov A. Manufacture of Molding Tooling Based on TEIS-53 Heat-Resistant Resin // *Key Engineering Materials (Materials Science Forum)*. Switzerland: Trans Tech Publication Ltd., 2022. Vol. 910. P. 351–356. DOI: 10.4028/p-st7n2q.
12. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Бойчук А.С. Определение гарантийного срока хранения препрега высокотемпературного полиимидного углепластика // *Труды ВИАМ*. 2023. № 10 (128). С. 64–81. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения: 14.05.2026) DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-64-81.
13. Черфас Л.В., Гуняева А.Г., Комарова О.А., Антюфеева Н.В. Анализ срока годности наномодифицированного препрега при хранении по его реакционной способности // *Труды ВИАМ*. 2016. № 1 (37). С. 99–106. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-99-106.
14. Гапанькова Е.И., Латышевич И.А. Оценка влияния длительности хранения на свойства препрегов // *Нефтегазохимия-2022: материалы V Междунар. науч.-техн. форума по химическим технологиям и нефтегазопереработке*. Минск, 2022. С. 88–91.
15. Бобович Б.Б. Полимерные конструкционные материалы (структура, свойства, применение). М.: ФОРУМ ИНФРА-М, 2014. 400 с.
16. Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С. и др. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / под ред. А.А. Берлина. СПб.: Профессия, 2008. 560 с.
17. Михайлин Ю.А. Волокнистые полимерные композиционные материалы в технике. СПб.: Научные основы и технологии, 2013. 719 с.
18. Гусева М.А., Петрова А.П. Возможности реологии при исследовании связующих для ПКМ // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2021. № 7. С. 38–44.
19. Вешкин Е.А., Постнов В.И., Стрельников С.В., Абрамов П.А., Сатдинов Р.А. Опыт применения технологического контроля полуфабрикатов из полимерных композиционных материалов // *Известия Самарского научного центра РАН*. 2014. Т. 16. № 6 (2). С. 393–398.
20. Шимкин А.А., Сафронов А.М. Контроль качества полимерных связующих и препрегов методом ДСК // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2016. Т. 82. № 8. С. 30–33.
21. Frigione M., Kenny J.M. Effects of storage aging on the cure kinetics of bismaleimide prepregs // *Advances in Polymer Technology*. 2005. Vol. 24. No. 4. P. 253–265. DOI: 10.1002/adv.20048.
22. Томчани О.В., Ворвуль С.В., Хабенко А.В. и др. Исследование свойств расплавленного эпоксидно-бисмалеинимидного связующего и композитов на его основе // *Конструкции и технологии получения изделий из неметаллических материалов: сб. тез. докл. 18-й Междунар. науч.-техн. конф. Обнинск*, 2010. С. 33–36.
23. Связующие бисмалеинимидные // ООО «Итекма». URL: <https://itecma.ru/products/svyazuyushchie/bismaileimidnye-svyazuuyushchie> (дата обращения: 02.06.2026).

24. Prepregs // Hexcel Corporation. URL: <https://www.hexcel.com/products/prepregs-resins/hexply-prepregs> (дата обращения: 02.06.2026).
25. CYCOM-5250-4 TECHNICAL DATA SHEET CYCOM®. URL: <https://hongrunplastics.com/public/uploads/images/20260203/CYCOM%205250-4.pdf> (дата обращения: 02.06.2026).
26. BMI resin // Toray Advanced Composites. URL: https://www.toraytac.com/media/4ac868f6-f136-4b14-92d6-0f777b3a24cf/g6JoSw/TAC/Documents/Data_sheets/Thermoset/UD%20tapes%20and%20prepregs/RS-8HT_BMI_PDS.pdf (дата обращения: 02.06.2026).
27. RM-3002 Bismaleimide resin. URL: <https://www.lookpolymers.com/pdf/Renegade-Materials-Corporation-RM-3002-Bismaleimide-BMI-Resin-IM7-12K-Carbon-Uni-tape.pdf> (дата обращения: 02.06.2026).

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N., Chursova L.V., Babin A.N., Mukhametov R.R., Panina N.N. Developments of FSUE VIAM in the field of melt binders for polymer composite materials. *Polimernye materialy i tekhnologii*, 2016, vol. 2, no. 2, pp. 37–42.
3. Mukhametov R.R., Petrova A.P. Thermosetting binders for polymer composites (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
4. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 122–144. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 05, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Iredale R.J., Ward C., Hamerton I. Modern advances in bismaleimide resin technology: A 21st century perspective on the chemistry of addition polyimides. *Progress in Polymer Science*, 2017, vol. 69, pp. 1–21.
6. Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Smirnov A.V., Boychuk A.S. Influence of the molding method on the structure and properties of carbon fiber reinforced plastics based on bismaleinimide binder. *Trudy VIAM*, 2025, no. 9 (151), pp. 35–49. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-35-49.
7. Xu X., Peng G., Zhang B. et al. Material performance, manufacturing methods, and engineering applications in aviation of carbon fiber reinforced polymers: A comprehensive review. *Thin-Walled Structures*, 2025, vol. 209, art. 112899. DOI: 10.1016/j.tws.2024.112899.
8. 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 20, 2026) DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
9. Evsyukov S.E., Pohlmann T., ter Wiel M. Modern approaches to the processing of bismaleimide resins. *Current trends in polymer science*, 2020, vol. 20, pp. 1–28.
10. Bismaleimide Prepreg Systems Market – Global Forecast 2026–2032. *Researchandmarkets*. Available at: <https://www.researchandmarkets.com/reports/6122216/bismaleimide-prepreg-systems-market-global#src-pos-1> (accessed: June 18, 2026).
11. Mosiyuk V., Bukharov S., Baranov A. Manufacture of Molding Tooling Based on TEIS-53 Heat-Resistant Resin. *Key Engineering Materials (Materials Science Forum)*. Switzerland: Trans Tech Publication Ltd, 2022, vol. 910, pp. 351–356. DOI: 10.4028/p-st7n2q.
12. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Boychuk A.S. Determination of the guaranteed shelf life of high-temperature polyimide carbon fiber reinforced plastic prepreg. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), pp. 64–81. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 14, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-64-81.
13. Cherfas L.V., Gunyaeva A.G., Komarova O.A., Antyufeeva N.V. The analysis of nanomodified prepreg shelf life by its reactivity at storage. *Trudy VIAM*, 2016, no. 1 (37), pp. 99–106. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 21, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-99-106.

14. Gapankova E.I., Latyshevich I.A. Evaluation of the Effect of Storage Duration on the Properties of Prepregs. *Oil and Gas Chemistry-2022: Proceedings of the V Int. Sc. and Tech. Forum on Chemical Technologies and Oil and Gas Refining*. Minsk, 2022, pp. 88–91.
15. Bobovich B.B. *Polymer Structural Materials (Structure, Properties, Application)*. Moscow: FORUM INFRA-M, 2014, 400 p.
16. Kerber M.L., Vinogradov V.M., Golovkin G.S. et al. *Polymer Composite Materials: Structure, Properties, Technology: Textbook*. Ed. A.A. Berlin. St. Petersburg: Profession, 2008, 560 p.
17. Mikhailin Yu. A. *Fibrous polymer composite materials in engineering*. St. Petersburg: Scientific Foundations and Technologies, 2013, 719 p.
18. Guseva M.A., Petrova A.P. Possibilities of rheology in the study of binders for polymer composite materials. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2021, no. 7, pp. 38–44.
19. Veshkin E.A., Postnov V.I., Strelnikov S.V., Abramov P.A., Satdinov R.A. Experience in the Application of Process Control of Semi-finished Products Made of Polymer Composite Materials. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra RAN*, 2014, vol. 16, no. 6 (2), pp. 393–398.
20. Shimkin A.A., Safronov A.M. Quality Control of Polymer Binders and Prepregs by the DSC Method. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2016, vol. 82, no. 8, pp. 30–33.
21. Frigione M., Kenny J.M. Effects of storage aging on the cure kinetics of bismaleimide prepregs. *Advances in Polymer Technology*, 2005, vol. 24, no. 4, pp. 253–265. DOI: 10/1002/adv.20048.
22. Tomchani O.V., Vorvul S.V., Khabenko A.V. et al. Study of the properties of melt epoxy-bismaleimide binder and composites based on it. *Designs and technologies for producing products from non-metallic materials: collection of abstracts of reports of the 18th Int. sc. and tech. conf.* Obninsk, 2010, pp. 33–36.
23. *Bismaleimide binders*. Available at: <https://itecma.ru/products/svyazuyushchie/bismailemidnye-svyazuyushchie> (accessed: June 02, 2026).
24. *Prepregs*. Available at: <https://www.hexcel.com/products/prepregs-resins/hexply-prepregs> (accessed: June 02, 2026).
25. *CYCOM-5250-4 TECHNICAL DATA SHEET CYCOM®*. Available at: <https://hongrunplastics.com/public/uploads/images/20260203/CYCOM%205250-4.pdf> (accessed: June 02, 2026).
26. *BMI resin*. Available at: https://www.toraytac.com/media/4ac868f6-f136-4b14-92d6-0f777b3a24cf/g6JoSw/TAC/Documents/Data_sheets/Thermoset/UD%20tapes%20and%20prepregs/RS-8HT_BMI_PDS.pdf (accessed: June 02, 2026).
27. *RM-3002 Bismaleimide resin*. Available at: <https://www.lookpolymers.com/pdf/Renegade-Materials-Corporation-RM-3002-Bismaleimide-BMI-Resin-IM7-12K-Carbon-Uni-tape.pdf> (accessed: June 02, 2026).

Информация об авторах

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

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

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

Эльдыева Галина Борисовна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гуныева Анна Георгиевна, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Galina B. Eldyaeva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anna G. Gunyaeva, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 16.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.07.2026.

The article was submitted 16.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 21.07.2026.

Научная статья

УДК 53.09:620.22

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-86-98

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ В СООТВЕТСТВИИ С КИНЕТИЧЕСКОЙ КОНЦЕПЦИЕЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАЗРАБОТКЕ И ИЗГОТОВЛЕНИИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Е.В. Двирная¹, Е.А. Вешкин¹, Г.В. Корниенко¹, О.В. Старцев¹

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

Аннотация. Установлены закономерности изменения долговечности углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200, изготовленного при разном давлении и с разным содержанием связующего, а также стеклопластика КМКС в шести вариациях наполнителя и связующего. По результатам испытаний на межслойный сдвиг при разных скоростях нагружения проведен термоактивационный анализ, который позволил оценить изменение долговечности и термодинамического параметра прочности в зависимости от состава и технологии изготовления материала.

Ключевые слова: углепластик, стеклопластик, кинетическая концепция прочности, уравнение Журкова, долговечность, термоактивационный анализ, параметры отверждения

Для цитирования: Двирная Е.В., Вешкин Е.А., Корниенко Г.В., Старцев О.В. Определение долговечности в соответствии с кинетической концепцией прочности при разработке и изготовлении полимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 86–98. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-86-98.

Scientific article

DETERMINATION OF DURABILITY BASED ON THE KINETIC CONCEPT OF STRENGTH IN THE DEVELOPMENT AND MANUFACTURE OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS

E.V. Dvirnaya¹, E.A. Veshkin¹, G.V. Kornienko¹, O.V. Startsev¹

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

Abstract. Durability variations were determined for VKU-39/VTkU-2.200 carbon fiber composites manufactured under different pressures and resin contents, as well as KMKS fiberglass in six filler and binder variations. Based on interlaminar shear test results at various loading rates, a thermal activation analysis was performed, which allowed to assess changes in durability and thermodynamic strength parameter depending on the material composition and manufacturing technology.

Keywords: carbon fiber reinforced polymer, glass fiber reinforced polymer, kinetic theory of strength, Zhurkov's equation, durability, thermal activation analysis, curing parameters

For citation: Dvirnaya E.V., Veshkin E.A., Kornienko G.V., Startsev O.V. Determination of durability based on the kinetic concept of strength in the development and manufacture of polymer composite materials. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 86–98. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-86-98.

Введение

Развитие технологий производства материалов делает применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) в различных областях промышленности все более перспективным [1, 2]. В авиастроении эти материалы ценят за коррозионную стойкость и высокую прочность при относительно небольшой массе конструкций [3].

В ходе эксплуатации ПКМ демонстрируют высокую надежность и долговечность [4, 5]. Они устойчивы к агрессивным средам и сохраняют несущую способность при экстремальных температурах [6, 7]. Различные способы изготовления ПКМ направлены на формирование устойчивой и заданной структуры материала с уникальными свойствами [8].

Качество ПКМ определяется не только прочностью волокна или матрицы, но и прочностью связей между ними. Низкая межслоевая прочность может быть вызвана неправильным подбором компонентов или технологических режимов изготовления, что также приводит к развитию таких дефектов, как пористость и неоднородность структуры [9–13].

Важными факторами, влияющими на свойства ПКМ на этапе их изготовления, являются степень отверждения связующего, состояние границы раздела фаз, остаточные напряжения, наличие дефектов и др. Особенно на начальном этапе эксплуатации на свойства ПКМ влияет степень завершенности процессов отверждения полимерного связующего [14–17]. При неполном отверждении происходит ослабление межмолекулярных связей, сохраняется реакционная активность и увеличивается нестабильность свойств. Изучено влияние температуры отверждения в диапазоне от 80 до 130 °C на механические свойства композитов из натуральных волокон [18]. Результаты испытаний показали, что с повышением температуры отверждения ударная вязкость снижается, прочность при изгибе и растяжении увеличивается с последующим снижением. Максимальное значение механической прочности наблюдается при 100 °C.

Работа [19] посвящена исследованию влияния доотверждения на прочность при сжатии ПКМ на основе полимерных матриц с разным содержанием смолы: 9, 12 и 15 % (по массе). Образцы подвергали воздействию четырех температурных режимов: 20, 100, 150 и 200 °C. Максимальное увеличение прочности при сжатии достигает 200 % при воздействии температуры от 20 до 200 °C для 12%-ной эпоксидной смолы. Увеличение количества полимера также привело к повышению предела прочности при сжатии. При возрастании доли связующего с 9 до 15 % (по массе) максимальное увеличение прочности составило 164 % при температуре 20 °C.

В работе [20] представлены результаты исследования серии углепластиков на основе эпоксидной смолы, отвержденных при температурах 25, 40, 50, 60 и 70 °C. Влияние температур отверждения на механические свойства оценивали с помощью испытаний на растяжение и трехточечный изгиб. С увеличением температуры отверждения наблюдали повышение жесткости и прочности углепластиков. При этом диапазон 40–50 °C обеспечивал наиболее сбалансированное улучшение механических свойств.

Авторы работы [21] исследовали влияние температуры отверждения на механические и термические свойства композита из стекловолокна и полиуретана. Испытания на растяжение показали, что предел прочности при растяжении и относительное удлинение при разрыве снижаются с повышением температуры отверждения. Более высокая температура отверждения приводит к снижению адгезионной прочности на поверхности раздела, что обусловлено различной реакционной способностью трех реактивных групп в полимерной матрице. С повышением температуры реакционноспособные группы склонны вступать в реакцию с отвердителем, но не соединяться с поверхностью стекловолокна, что приводит к ослаблению связи между смолой и волокном. Исходя из приведенных результатов, оптимальной температурой отверждения для композитов

из стекловолокна и полиуретана выбрана температура 150 °С. Противоречивые результаты, полученные в представленных работах, свидетельствуют о важности расширения температурного диапазона процесса отверждения. Оптимальная температура отверждения достигается при завершённом процессе сшивки и отсутствии термической деструкции полимера.

Немаловажным параметром при изготовлении ПКМ является давление отверждения, варьируя которое можно достигнуть лучшей адгезии волокна и матрицы [22–24]. Например, в работе [25] показано, что снижение давления формования углепластиков с 1,0 до 0,2 МПа значительно влияет на толщину монослоя и содержание связующего. Обе характеристики увеличиваются на ~ (13–15) %. При этом наблюдается снижение прочности на изгиб на 8 % и повышение прочности при межслойном сдвиге на 6 %. Недостаточное давление также может привести к образованию пустот и слабой пропитке материала, что, в свою очередь, снижает прочностные показатели материала, износостойкость и повышает влагопоглощение [22, 25, 26].

Подбор соотношения компонентов ПКМ имеет особое значение для формирования материала, соответствующего требованиям к надёжности и долговечности [27, 28]. На примере углепластика на основе ткани марки ВТкУ-2.200 выявлено [29], что при содержании связующего в диапазоне от 32 до 37 % происходит линейное снижение предела прочности при растяжении. Постепенное уменьшение содержания наполнителя в композите оказывает значительное влияние на прочность при растяжении, при этом основное значение придается наполнителю.

Прогнозирование срока службы позволяет выяснить, будет ли материал пригодным к эксплуатации в определенных условиях в течение заданного времени. Классические механические испытания, направленные на определение пределов прочности, не могут дать информацию о том, как будет вести себя материал в процессе эксплуатации, так как величины этих параметров будут меняться в зависимости от условий исследований. Однако механические испытания в широком диапазоне температур и скоростей нагружения, а также дальнейший анализ изменения термоактивационных констант позволяют определить расчетную долговечность, близкую к эксплуатационным значениям. Именно этот подход применяется в кинетической концепции прочности, на которой основано уравнение Журкова (1), позволяющее определить долговечность материалов:

$$\tau = t_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{RT}\right), \quad (1)$$

где t_0 – период тепловых колебаний атомов в твердом теле, равный 10^{-13} с; R – универсальная газовая постоянная, равная 8,314 Дж/(моль·К); T – температура испытаний, К; γ – структурно чувствительный коэффициент (активационный объем), кДж/(моль·МПа); U_0 – начальная энергия активации разрушения, кДж/моль; σ – разрушающая нагрузка, МПа; τ – долговечность, с.

В соответствии с кинетической концепцией прочности, разрушение является термоактивационным процессом, т. е. под действием температуры и нагрузки происходит постепенное разрушение материала. При этом изменяется его поврежденность (ω) с определенной скоростью разрушения ($\dot{\omega}$). Время до момента макроразрушения материала определяется как интеграл от скорости разрушения с течением времени:

$$\int_0^{t^*} \dot{\omega}(t, \sigma_i) dt = \tau_{eq} \nu_0 \exp\left(-\frac{U_0 - \gamma\sigma_i}{RT}\right), \quad (2)$$

где t – время, с; t^* – верхний предел интегрирования (время до разрушения материала), с; σ_i – касательные напряжения при выбранной схеме нагружения, МПа; τ_{eq} – эквивалентное время разрушения, с; ν_0 – характерная дебаевская частота, равная 10^{13} с $^{-1}$.

Под эквивалентным временем разрушения τ_{eq} понимается приведенное время действия постоянной нагрузки, вызывающее тот же уровень накопленной поврежденности, что и реальный процесс нагружения при испытании с постоянной скоростью деформирования. Эквивалентное время разрушения рассчитывается путем интегрирования кинетического уравнения разрушения (2) по всей продолжительности испытания вплоть до момента макроразрушения образца.

Уравнение (1) учитывает влияние внешних условий воздействия – температуры испытаний и действующих напряжений, что позволяет определить долговечность при разных условиях эксплуатации [30, 31].

Цель данной работы – исследование влияния технологических параметров изготовления на изменение свойств и долговечности перспективных авиационных углепластиков и стеклопластиков посредством термоактивационного анализа (ТАА) результатов испытаний на межслойный сдвиг.

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

Материалы и методы

Углепластик ВКУ-39/ВТкУ-2.200 [32] изготовлен с разным содержанием связующего и при разных условиях формования (табл. 1).

Таблица 1

Условия изготовления углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200

Образец углепластика	Содержание связующего, %	Давление отверждения, МПа	Температура отверждения, °С
УП38/7/180	38	0,7	180
УП36/7/180	36	0,7	180
УП34/7/180	34	0,7	180
УП32/7/180	32	0,7	180
УП34/9/180	34	0,9	180
УП34/3/180	34	0,3	180
УП34/7/160	34	0,7	160
УП34/7/200	34	0,7	200

Исследованы также шесть вариантов стеклопластика КМКС, отличающихся наполнителем и полимерным связующим (табл. 2).

Таблица 2

Связующие и наполнители для изготовления стеклопластика КМКС

Образец стеклопластика	Связующее	Наполнитель
СП1.1	ВСК-14-2м	ТС-8/3-К-ТО
СП1.2	ВСК-14-2м	Т-10П-14
СП1.3	ВСК-14-2м	Т-15П(П)76
СП2.1	ВСК-14-4к	ТС-8/3-К-ТО
СП2.2	ВСК-14-4к	Т-10П-14
СП2.3	ВСК-14-4к	Т-15П(П)76

Для исследования долговечности ПКМ проведены испытания на межслойный сдвиг методом короткой балки в соответствии с ГОСТ 32659–2014. Нагружение

проводили монотонно в диапазоне скоростей от 0,005 до 5 мм/мин (рис. 1). При каждой скорости нагружения испытывали один образец, при этом для серии образцов использовали от 5 до 7 различных скоростей нагружения для получения зависимости энергии активации разрушения от напряжения.

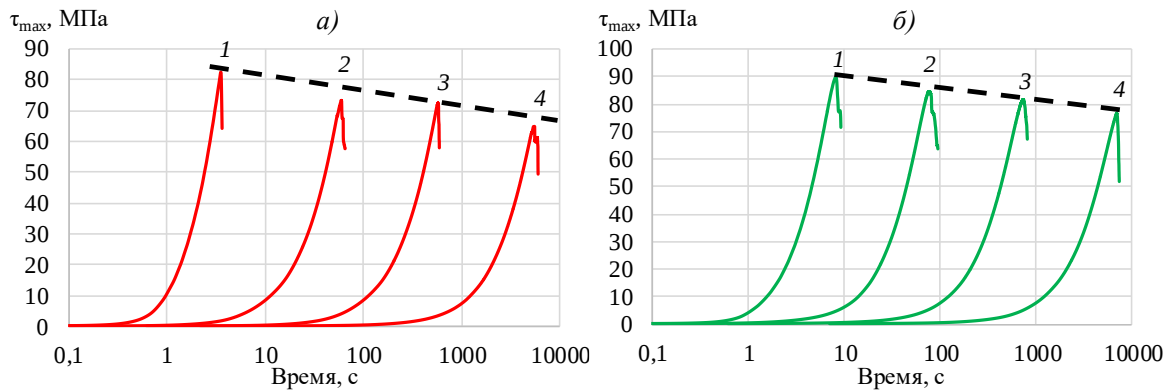


Рис. 1. Кривые нагружения при испытаниях углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 (а) и стеклопластика КМКС (б) на межслойный сдвиг при скорости нагружения 5 (1), 0,5 (2), 0,05 (3) и 0,005 мм/мин (4). $\tau_{\max}$ – касательные напряжения

Результаты и обсуждение

Согласно кинетической концепции прочности, разрушение не является мгновенным актом, а происходит постепенно с накопительным процессом разрыва межатомных связей под воздействием температур и механических нагрузок [33].

Ключевым математическим выражением этой идеи является уравнение Журкова (1), в соответствии с которым рассчитать долговечность можно, зная физические константы t_0 , U_0 и γ . Значение t_0 было принято стандартным (10^{-13} с) в соответствии с данными по определению долговечности композитов [30, 31, 33]. Начальная энергия активации разрушения U_0 для неметаллических материалов характеризует энергию разрыва межатомных и межмолекулярных связей в отсутствие внешней нагрузки и определяется химической природой компонентов. Исследованные углепластики изготовлены из одного материала и различаются только технологией изготовления. Значение U_0 для углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 определено ранее в результате испытаний при различных температурах и скоростях нагружения [34] и составляет 160,8 кДж/моль. Константу γ определяли с помощью ТАА по результатам испытаний на межслойный сдвиг при монотонном нагружении с разной скоростью. В результате анализа получена зависимость

$$U_i(\tau_{\max}) = U_0 - \gamma \tau_{\max} \in RT \ln(\tau_{eq}/v_0), \quad (3)$$

где U_i – энергия активации разрушения, соответствующая i -й экспериментальной точке (определенная для конкретного уровня напряжения), кДж/моль; $\tau_{\max}$ – касательные напряжения при межслойном сдвиге, МПа.

Долговечность рассчитывали при фиксированном значении температуры и действующем напряжении, выбранном исключительно для сравнительного анализа исследованных материалов. Полученные значения не характеризуют нормативный срок службы конструкции при конкретных условиях эксплуатации.

Зависимости $U_i(\tau_{\max})$ для углепластика ВКУ-39/ВТкУ-2.200 представлены на рис. 2.

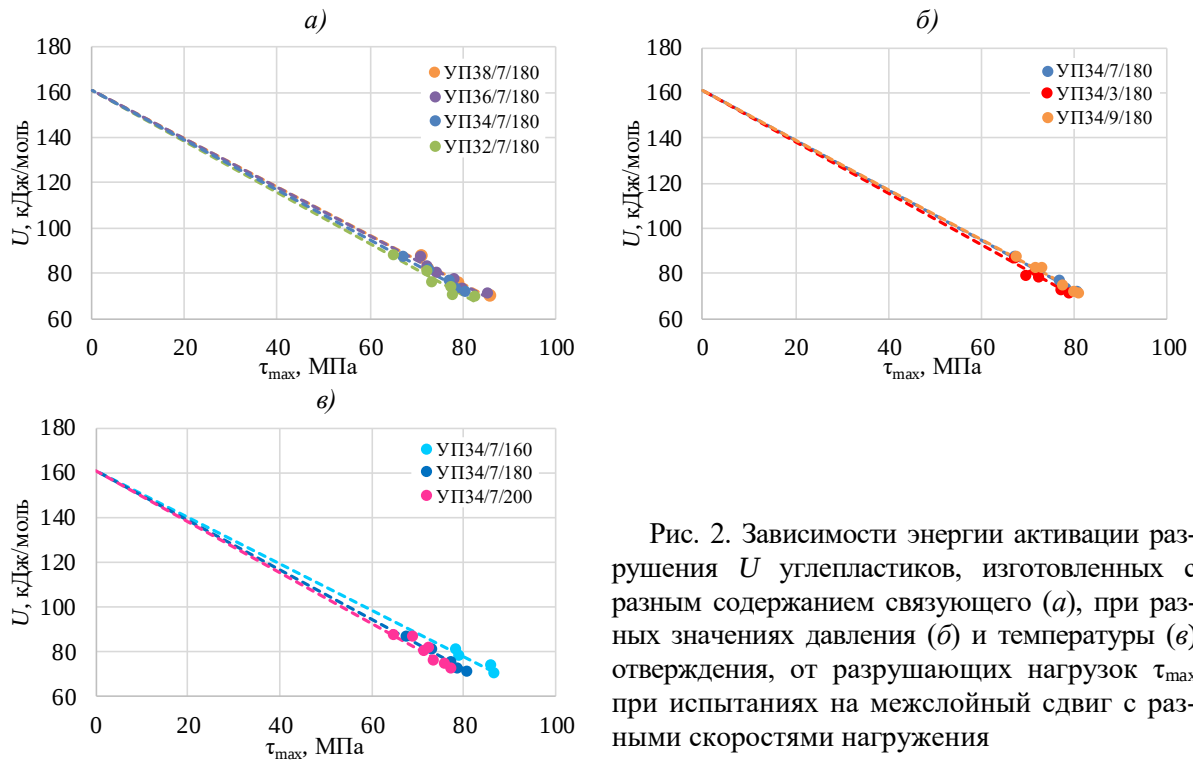


Рис. 2. Зависимости энергии активации разрушения U углепластиков, изготовленных с разным содержанием связующего (а), при разных значениях давления (б) и температуры (в) отверждения, от разрушающих нагрузок $\tau_{\max}$ при испытаниях на межслойный сдвиг с разными скоростями нагружения

В реальном теле напряжение распределено неравномерно. Активационный объем γ показывает, во сколько раз локальное напряжение в области дефектов превышает среднее внешнее напряжение. При этом γ является структурно чувствительным коэффициентом, что выражается в изменении этой величины в зависимости от преобразований структуры под воздействием внешних факторов. Такая характеристика, как параметр прочности P_{sh} , является обратной величиной активационного объема γ и позволяет оценить изменение термодинамического состояния материала при изменении его структуры:

$$P_{sh} = \frac{\tau_{\max}}{U_0 - U_i} = \frac{1}{\gamma}. \quad (4)$$

В табл. 3 приведены средние значения параметра прочности P_{sh} и долговечности τ исследованных образцов углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200, коэффициенты линейной аппроксимации силовых зависимостей для каждой серии образцов, а также отклонения от значений P_{sh} и τ , полученные на основе разброса экспериментальных точек относительно линейной зависимости $U_i(\tau_{\max})$.

При изучении результатов анализа образцов углепластика, изготовленного с разным содержанием связующего, выявлено, что значения P_{sh} и τ увеличиваются с повышением концентрации связующего. При изменении содержания связующего с 32 до 38 % параметр прочности возрастает на 6,8 %, а долговечность при заданных условиях (температура 298 К, давление 33 МПа) – в 2 раза (с 17 до 35 лет). В работе [29] приведены данные о снижении прочности при растяжении с увеличением содержания связующего. При этом результаты исследований, представленные в данной работе, демонстрируют противоположную зависимость, но для испытаний на межслойный сдвиг. Это явление можно объяснять улучшением состояния межфазного пространства с увеличением содержания связующего, так как недостаток связующего компонента может приводить к недостаточной пропитке наполнителя, что, в свою очередь, ведет к возникновению структурных дефектов.

Таблица 3

Параметр прочности P_{sh} и долговечность τ углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200, определенные при испытаниях на межслойный сдвиг с разной скоростью нагружения

Образец углепластика	P_{sh} , моль·МПа/кДж	τ , лет (при температуре 298 К и давлении 33 МПа)	Коэффициент линейной аппроксимации R^2	Касательные напряжения τ_{max} , МПа, при скорости нагружения 0,5 мм/мин
УП32/7/180	0,88±0,02	17±3	0,92	73,2
УП34/7/180	0,91±0,01	21±3	0,91	76,9
УП36/7/180	0,93±0,02	32±11	0,99	78,2
УП38/7/180	0,94±0,02	35±14	0,94	78,8
УП34/3/180	0,88±0,02	15±5	0,98	69,4
УП34/9/180	0,91±0,01	22±5	0,98	73,0
УП34/7/160	0,98±0,02	58±14	0,90	78,5
УП34/7/200	0,90±0,02	18±7	0,90	73,2

Проведенный ТАА результатов испытаний образцов, изготовленных при разном давлении отверждения, показал, что большее значение P_{sh} наблюдается для образца, полученного при давлении 0,7 МПа. Данная закономерность наглядно демонстрирует необходимость оптимизировать такой параметр изготовления, как давление. Слишком большое давление может вызвать повреждение волокон. В то же время низкое давление приводит к плохой пропитке и накоплению пустот [23]. При этом более низкая температура отверждения предположительно могла снизить вероятность термодеструкции материала при изготовлении, поэтому при содержании связующего 34 % и давлении 0,7 МПа наибольшая прочность наблюдается для углепластика, изготовленного при 160 °С (табл. 3).

Аналогичные испытания проведены для серии стеклопластиков, изготовленных из различных типов волокна и полимерных связующих. На первоначальном этапе обработки экспериментальных данных величина начальной энергии активации разрушения определена отдельно для каждого стеклопластика путем экстраполяции данного параметра в область нулевой нагрузки в соответствии с уравнением (3). Анализ полученных результатов показал, что для материалов, изготовленных из одного и того же типа стекловолокна, значения U_0 различаются незначительно, несмотря на применение различных полимерных связующих. Поскольку разница между значениями начальной энергии активации разрушения в случае одного типа стекловолокна и разных полимерных связующих не превышала 10 % [35], для дальнейшего анализа стеклопластики объединены в три группы по типу используемого стекловолокна, а для каждой группы использовано усредненное значение U_0 . Такой подход позволил уменьшить влияние разброса и выделить влияние типа армирующего волокна на величину начальной энергии активации разрушения, а также различить влияние полимерного связующего в сочетании с каждым типом волокна. На рис. 3 приведены силовые зависимости энергии активации разрушения для вариаций стеклопластиков на основе двух видов связующего и трех марок стекловолокна. Результаты ТАА для данных стеклопластиков представлены в табл. 4. Как и для углепластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200, для стеклопластиков определены значения отклонений экспериментальных точек и коэффициенты линейной аппроксимации R^2 .

Установлено, что на величину начальной энергии активации разрушения, а следовательно, и на долговечность в наибольшей степени влияет природа наполнителя. Наилучшим вариантом наполнителя оказалась ткань ТС-8/3-К-ТО. При заданных условиях (температура 298 К, давление 50 МПа) долговечность стеклопластика на основе данной ткани составляет 16–19 лет, что превышает значения долговечности для стеклопластика на основе тканей Т-10П-14 и Т-15П(П)76 на несколько порядков.

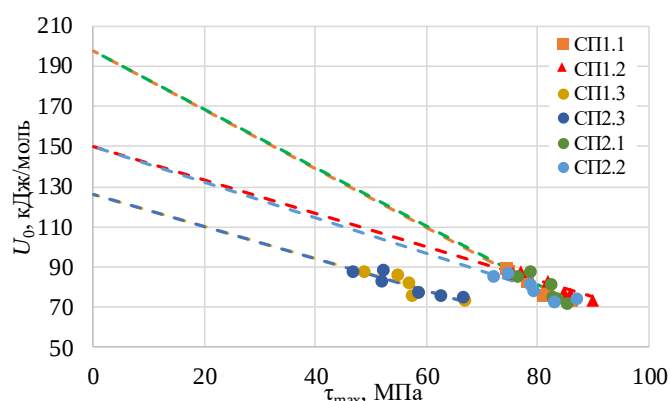


Рис. 3. Силовые зависимости энергии активации разрушения U_0 стеклопластиков разного состава от разрушающих нагрузок $\tau_{\max}$ при испытаниях на межслойный сдвиг с разными скоростями нагружения

Таблица 4

Параметр прочности P_{sh} и долговечность τ стеклопластика, определенные при испытаниях на межслойный сдвиг с разной скоростью нагружения

Образец стеклопластика	Начальная энергия активации разрушения U_0 , кДж/моль	Коэффициент линейной аппроксимации R^2	Касательные напряжения $\tau_{\max}$, МПа, при скорости нагружения 0,5 мм/мин	P_{sh} , моль·МПа/кДж	τ (при температуре 298 К и давлении 50 МПа)
СП1.1	197	0,99	81,8	$0,684 \pm 0,003$	19 ± 3 лет
СП1.2	150	0,96	84,7	$1,199 \pm 0,022$	10 ± 4 сут
СП1.3	126	0,74	58,7	$1,258 \pm 0,040$	3 ± 1 мин
СП2.1	197	0,82	82,7	$0,679 \pm 0,002$	16 ± 1 лет
СП2.2	150	0,83	79,2	$1,138 \pm 0,41$	4 ± 2 сут
СП2.3	126	0,85	58,5	$1,226 \pm 0,044$	2 ± 1 мин

Меньшее влияние на долговечность оказывает состав связующего. Однако для стеклопластиков на основе всех исследованных видов наполнителя наблюдается общая тенденция: материалы на основе связующего ВСК-14-2м имеют большую долговечность по сравнению со связующим ВСК-14-4к.

Для стеклопластиков СП1.3 и СП2.3 прогнозируемая долговечность при напряжении 50 МПа составляет несколько минут. Это связано с тем, что выбранный уровень нагрузки близок к кратковременной прочности данных материалов, которая по результатам испытаний находится в диапазоне $\sim(45\text{--}65)$ МПа. Вследствие этого даже небольшое увеличение времени действия нагрузки приводит к разрушению материала.

Можно ожидать, что дополнительную информацию о влиянии состава и технологии получения ПКМ на их долговечность можно получить данным способом в процессе экспонирования материалов в различных климатических условиях, а также при действии значимых факторов старения [36]. В дальнейших работах будет изучен вклад данных факторов в значение изученных характеристик для различных ПКМ.

Заключения

Использование кинетической концепции прочности для определения долговечности и прочности при испытаниях на межслойный сдвиг позволило приблизиться к выбору оптимальных условий изготовления исследованных материалов.

Метод ТАА продемонстрировал перспективность оценки таким способом вклада содержания связующего в углепластике ВКУ-39/ВТКУ-2.200, а также технологических

параметров изготовления. С повышением содержания связующего с 32 до 38 % происходит постепенное увеличение долговечности при межслойном сдвиге.

Такая характеристика, как термодинамический параметр прочности, оказалась чувствительна к изменению давления и температуры при изготовлении углепластиков: оптимальные значения давления и температуры в случае изготовления стеклопластика ВКУ-39/ВТКУ-2.200 составляют 0,7 МПа и 160 °С соответственно.

По данным ТАА результатов испытаний стеклопластика КМКС можно утверждать, что выбор наполнителя оказывает определяющее влияние на долговечность ПКМ. Долговечность стеклопластика на основе ткани ТС-8/3-К-ТО на несколько порядков превышает долговечность стеклопластика на основе ткани Т-15П(П)76. При этом влияние полимерной матрицы значительно меньше.

Таким образом, метод ТАА, основанный на кинетической концепции прочности, позволил определить показатель прочности и долговечность ПКМ при изменении компонентного состава или технологических параметров изготовления. Представленные в данной работе методики могут применяться для прогнозирования долговечности материалов на этапе их разработки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 24-19-00009).

Список источников

1. Chaffey B., Marchante-Rodriguez V., Brighton J., Grasso M. Degradation mechanisms effect on the mechanical properties of pultruded CFRPS: a review // Discover Polymers. 2025. Vol. 2. No. 1. P. 17. DOI: 10.1007/s44347-025-00029-1.
2. Соловьев В.В., Рычкова А.Д., Неретина А.С. Обоснование выбора материала и технологии изготовления полимерных композиционных материалов // Космические аппараты и технологии. 2025. Т. 9. № 2. С. 79–86. DOI: 10.26732/j.st.2025.2.03.
3. Barreira-Pinto R., Carneiro R., Miranda M., Guedes R.M. Polymer-matrix composites: characterising the impact of environmental factors on their lifetime // Materials. 2023. Vol. 16. No. 11. P. 3913. DOI: 10.3390/ma16113913.
4. Александров Д.В., Маликов С.Б. Перспективы применения композиционных материалов в авиастроении // Идеи и новации. 2020. Т. 8. № 3-4. С. 160–163. DOI: 10.48023/2411-7943_2020_8_3_4_160.
5. Janeikaitė J., Misiūnaitė I., Gribniak V. Fiber-Reinforced Polymer Laminates in Aviation and Structural Engineering: A Synthetic Comparison of Performance Requirements, Design Principles, and Defect Assessment Procedures // Materials. 2025. Vol. 18. No. 21. P. 4938. DOI: 10.3390/ma18214938.
6. Herbold E.B., Nesterenko V.F., Benson D.J. et al. Particle size effect on strength, failure, and shock behavior in polytetrafluoroethylene-Al-W granular composite materials // Journal of Applied Physics. 2008. Vol. 104. No. 10. DOI: 10.1063/1.303903/912097.
7. Schlothauer A., Pappas G.A., Ermanni P. Thin-ply thermoplastic composites: from weak to robust transverse performance through microstructural and morphological tuning // Composites Part B: Engineering. 2023. Vol. 261. P. 110764. DOI: 10.1016/j.compositesb.2023.110764.
8. Adil S., Lazoglu I. A review on additive manufacturing of carbon fiber-reinforced polymers: Current methods, materials, mechanical properties, applications and challenges // Journal of Applied Polymer Science. 2023. Vol. 140. No. 7. P. e53476. DOI: 10.1002/app.53476.
9. Тимошков П.Н., Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Влияние технологических параметров на характеристики полимерных композиционных материалов при автоматизированной выкладке препрегов (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 6 (100). С. 46–55. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-46-55.
10. Mattlet A., Sicot O., Van Schoors L., Aivazzadeh S. Influence of processing and matrix parameters on the manufacturing of unidirectional flax/polypropylene composites // SN Applied Sciences. 2023. Vol. 5. No. 12. P. 314. DOI: 10.1007/s42452-023-05457-x.

11. Иванов Н.В., Гуревич Я.М., Хасков М.А., Акмеев А.Р. Изучение режима отверждения связующего ВСЭ-34 и его влияния на механические свойства // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 2 (47). С. 50–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-50-55.
12. Okolie O., Latto J., Faisal N. et al. Manufacturing defects in thermoplastic composite pipes and their effect on the in-situ performance of thermoplastic composite pipes in oil and gas applications // *Applied composite materials*. 2023. Vol. 30. No. 1. P. 231–306. DOI: 10.1007/s10443-022-10066-9.
13. Малышева Г.В., Гузева Т.А., Гращенков Д.В., Раскутин А.Е. Влияние технологии нагрева на продолжительность процесса отверждения полимерных композиционных материалов // *Труды ВИАМ*. 2018. № 8 (68). С. 23–27. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-23-27.
14. Díaz-Rodríguez J.G., Pertuz-Comas A.D., Bohórquez-Becerra O.R. Impact strength for 3D-printed PA6 polymer composites under temperature changes // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023. Vol. 7. No. 5. P. 178. DOI: 10.3390/jmmp7050178.
15. Liang J., Liu L., Qin Z. et al. Experimental study of curing temperature effect on mechanical performance of carbon fiber composites with application to filament winding pressure vessel design // *Polymers*. 2023. Vol. 15. No. 4. P. 982. DOI: 10.3390/polym15040982.
16. Singh J.I.P., Singh S., Dhawan V. Influence of fiber volume fraction and curing temperature on mechanical properties of jute/PLA green composites // *Polymers and polymer composites*. 2020. Vol. 28. No. 4. P. 273–284. DOI: 10.1177/0967391119872875.
17. Parente J.M., Simoes R., Silva A.P., Reis P.N. Impact of the curing temperature on the manufacturing process of multi-nanoparticle-reinforced epoxy matrix composites // *Materials*. 2024. Vol. 17. No. 8. P. 1930. DOI: 10.3390/ma17081930.
18. Singh J.I.P., Singh S., Dhawan V. Effect of curing temperature on mechanical properties of natural fiber reinforced polymer composites // *Journal of natural fibers*. 2018. Vol. 15. No. 5. P. 687–696. DOI: 10.1080/15440478.2017.1354744.
19. El-Hawary M.M., Abdel-Fattah H. Temperature effect on the mechanical behavior of resin concrete // *Construction and Building Materials*. 2000. Vol. 14. No. 6-7. P. 317–323. DOI: 10.1016/S0950-0618(00)00032-5.
20. Stroe L.A., Crunteanu D.E., Botan M. et al. Thermo-Mechanical Behavior of Carbon Fiber Composites Processed at Elevated Temperatures // *Polymers*. 2026. Vol. 18. No. 3. P. 401. DOI: 10.3390/polym18030401.
21. Meng S.S., Zhang B.M. Effects of curing temperature on glass fiber/urethane composite's mechanical and thermal properties // *Materials Science Forum*. 2015. Vol. 813. P. 194–201. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.813.194.
22. Handwerker M., Wellnitz J., Marzbani H., Tetzlaff U. Pressure and heat treatment of continuous fiber reinforced thermoplastics produced by fused filament fabrication // *Progress in Additive Manufacturing*. 2023. Vol. 8. No. 2. P. 99–116. DOI: 10.1007/s40964-022-00315-5.
23. Rajak D.K., Wagh P.H., Linul E. Manufacturing technologies of carbon/glass fiber-reinforced polymer composites and their properties: A review // *Polymers*. 2021. Vol. 13. No. 21. P. 3721. DOI: 10.3390/polym13213721.
24. Janiszewski J., Komorek A., Bakula M. et al. The influence of pressure in the infusion method upon mechanical properties of polymer composites // *Advances in Science and Technology. Research Journal*. 2023. Vol. 17. No. 6. DOI: 10.12913/22998624/173382.
25. Coulon P., Chatelain J.F., Dubé M., Rimpault X. Effect of curing pressure on machinability of carbon fiber composite // *Procedia CIRP*. 2018. Vol. 77. P. 307–310. DOI: 10.1016/j.procir.2018.09.022.
26. Иванов М.С., Морозова В.С., Павлюкович Н.Г. Влияние технологических режимов изготовления на свойства консолидированных пластин углепластика на основе полиэфирэфиркетона // *Труды ВИАМ*. 2025. № 3 (145). С. 60–69. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-60-69.
27. Gong J., Saeed N., Huang X. et al. Influences of fiber volume content on the mechanical properties of 2D plain carbon-fiber woven composite materials // *Polymers*. 2023. Vol. 16. No. 1. P. 108. DOI: 10.3390/polym16010108.

28. Damanik W.S., Siregar M.A., Lubis S. Evaluation of the effect of variations in resin and fiber composition on tensile and compressive properties of natural material composites // *Hybrid Advances*. 2025. Vol. 10. P. 100434. DOI: 10.1016/j.hybadVol.2025.100434.
29. Мишкин С.И., Жакова Л.С., Клименко О.Н., Васильчук Е.А. Исследование влияния содержания связующего в углепластике на их механические свойства // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). С. 77–86. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.
30. Петров М.Г., Старцев О.В., Лебедев М.П., Копырин М.М. Анализ разрушения и прогнозирование долговечности углепластика в различных температурно-силовых условиях и воздействиях внешней среды // *Целостность и ресурс в экстремальных условиях*. 2024. № 1. С. 36–39. DOI: 10.24412/cl-37269-2024-1-36-39.
31. Петров М.Г. Исследование долговечности материалов с использованием кинетической концепции разрушения // *Прикладная механика и техническая физика*. 2021. Т. 62. № 1. С. 165–178. DOI: 10.1134/S0021894421010181.
32. Startsev O.V., Skirta A.A., Startsev V.O., Valevin E.O., Kogan A.M. Ageing of VKU-39 carbon plastic under moderately warm and tropical climate conditions. 1. Changes of strength indicators // *Polymer Science, Series D*. 2025. Vol. 178. P. 382–386.
33. Petrov M.G., Startsev O.V., Lebedev M.P. et al. Strength characteristics of carbon fiber reinforced plastic in shear and cyclic extension-compression after 7 years of climate exposure // *Universal Journal of Carbon Research*. 2024. Vol. 2. No. 1. P. 1–13.
34. Старцев О.В., Двирная Е.В., Корниенко Г.В., Петров М.Г. Влияние сорбированной влаги на прочность и долговечность углепластика // *Труды ВИАМ*. 2026. № 4 (158). С. 68–84. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-68-84.
35. Регель В.Р., Слущер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
36. Kablov E.N., Kirillov V.N., Startsev O.V., Krotov A.S. Climatic aging of composite aviation materials: II. Relaxation of the initial structural nonequilibrium and through-thickness gradient of properties // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2011. Vol. 2011. No. 10. P. 1001–1007. DOI: 10.1134/S0036029511100077.

References

1. Chaffey B., Marchante-Rodriguez V., Brighton J., Grasso M. Degradation mechanisms effect on the mechanical properties of pultruded CFRPS: a review. *Discover Polymers*, 2025, vol. 2, no. 1, pp. 17. DOI: 10.1007/s44347-025-00029-1.
2. Soloviev V.V., Rychkova A.D., Neretina A.S. Justification of the choice of material and technology for the manufacture of polymer composite materials. *Kosmicheskie apparaty i tekhnologii*, 2025, vol. 9, no. 2, pp. 79–86. DOI: 10.26732/j.st.2025.2.03.
3. Barreira-Pinto R., Carneiro R., Miranda M., Guedes R.M. Polymer-matrix composites: characterising the impact of environmental factors on their lifetime. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 11, p. 3913. DOI: 10.3390/ma16113913.
4. Aleksandrov D.V., Malikov S.B. Prospects for the use of composite materials in aircraft manufacturing. *Idei i novatsii*, 2020, vol. 8, no. 3–4, pp. 160–163. DOI: 10.48023/2411-7943_2020_8_3_4_160.
5. Janeikaitė J., Misiūnaitė I., Gribniak V. Fiber-Reinforced Polymer Laminates in Aviation and Structural Engineering: A Synthetic Comparison of Performance Requirements, Design Principles, and Defect Assessment Procedures. *Materials*, 2025, vol. 18, no. 21, p. 4938. DOI: 10.3390/ma18214938.
6. Herbold E.B., Nesterenko V.F., Benson D.J. et al. Particle size effect on strength, failure, and shock behavior in polytetrafluoroethylene-Al-W granular composite materials. *Journal of Applied Physics*, 2008, vol. 104, no. 10. DOI: 10.1063/1.2990391.
7. Schlothauer A., Pappas G.A., Ermanni P. Thin-ply thermoplastic composites: from weak to robust transverse performance through microstructural and morphological tuning. *Composites Part B: Engineering*, 2023, vol. 261, p. 110764. DOI: 10.1016/j.compositesb.2023.110764.
8. Adil S., Lazoglu I. A review on additive manufacturing of carbon fiber-reinforced polymers: Current methods, materials, mechanical properties, applications and challenges. *Journal of Applied Polymer Science*, 2023, vol. 140, no. 7, p. e53476. DOI: 10.1002/app.53476.

9. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Influence of technological parameters on characteristics of polymer composite materials in automated layup of prepregs (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 6 (100), pp. 46–55. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-6-46-55.
10. Mattlet A., Sicot O., Van Schoors L., Aivazzadeh S. Influence of processing and matrix parameters on the manufacturing of unidirectional flax/polypropylene composites. *SN Applied Sciences*, 2023, vol. 5, no. 12, p. 314. DOI: 10.1007/s42452-023-05457-x.
11. Ivanov N.V., Gurevich Ya.M., Khaskov M.A., Akmeev A.R. Mode studying curing binding VSE-34 and its influences on mechanical properties. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2017, no. 2, pp. 50–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-50-55.
12. Okolie O., Latto J., Faisal N. et al. Manufacturing defects in thermoplastic composite pipes and their effect on the in-situ performance of thermoplastic composite pipes in oil and gas applications. *Applied composite materials*, 2023, vol. 30, no. 1, pp. 231–306. DOI: 10.1007/s10443-022-10066-9.
13. Malysheva G.V., Guzeva T.A., Grashchenkov D.V., Raskutin A.E. The influence of heating technology on the duration of the curing process of polymer composite materials. *Trudy VIAM*, 2018, no. 8 (68), pp. 23–27. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-23-27.
14. Díaz-Rodríguez J.G., Pertuz-Comas A.D., Bohórquez-Becerra O.R. Impact strength for 3D-printed PA6 polymer composites under temperature changes. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7, no. 5, p. 178. DOI: 10.3390/jmmp7050178.
15. Liang J., Liu L., Qin Z. et al. Experimental study of curing temperature effect on mechanical performance of carbon fiber composites with application to filament winding pressure vessel design. *Polymers*, 2023, vol. 15, no. 4, p. 982. DOI: 10.3390/polym15040982.
16. Singh J.I.P., Singh S., Dhawan V. Influence of fiber volume fraction and curing temperature on mechanical properties of jute/PLA green composites. *Polymers and polymer composites*, 2020, vol. 28, no. 4, pp. 273–284. DOI: 10.1177/0967391119872875.
17. Parente J.M., Simoes R., Silva A.P., Reis P.N. Impact of the curing temperature on the manufacturing process of multi-nanoparticle-reinforced epoxy matrix composites. *Materials*, 2024, vol. 17, no. 8, p. 1930. DOI: 10.3390/ma17081930.
18. Singh J.I.P., Singh S., Dhawan V. Effect of curing temperature on mechanical properties of natural fiber reinforced polymer composites. *Journal of natural fibers*, 2018, vol. 15, no. 5, pp. 687–696. DOI: 10.1080/15440478.2017.1354744.
19. El-Hawary M.M., Abdel-Fattah H. Temperature effect on the mechanical behavior of resin concrete. *Construction and Building Materials*, 2000, vol. 14, no. 6–7, pp. 317–323. DOI: 10.1016/S0950-0618(00)00032-5.
20. Stroe L.A., Crunteanu D.E., Botan M. et al. Thermo-Mechanical Behavior of Carbon Fiber Composites Processed at Elevated Temperatures. *Polymers*, 2026, vol. 18, no. 3, p. 401. DOI: 10.3390/polym18030401.
21. Meng S.S., Zhang B.M. Effects of curing temperature on glass fiber/urethane composite's mechanical and thermal properties. *Materials Science Forum*, 2015, vol. 813, pp. 194–201. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.813.194.
22. Handwerker M., Wellnitz J., Marzbani H., Tetzlaff U. Pressure and heat treatment of continuous fiber reinforced thermoplastics produced by fused filament fabrication. *Progress in Additive Manufacturing*, 2023, vol. 8, no. 2, pp. 99–116. DOI: 10.1007/s40964-022-00315-5.
23. Rajak D.K., Wagh P.H., Linul E. Manufacturing technologies of carbon/glass fiber-reinforced polymer composites and their properties: A review. *Polymers*, 2021, vol. 13, no. 21, p. 3721. DOI: 10.3390/polym13213721.
24. Janiszewski J., Komorek A., Bakula M. et al. The influence of pressure in the infusion method upon mechanical properties of polymer composites. *Advances in Science and Technology. Research Journal*, 2023, vol. 17, no. 6. DOI: 10.12913/22998624/173382.
25. Coulon P., Chatelain J.F., Dubé M., Rimpault X. Effect of curing pressure on machinability of carbon fiber composite. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 77, pp. 307–310. DOI: 10.1016/j.procir.2018.09.022.

26. Ivanov M.S., Morozova V.S., Pavlukovich N.G. Influence of technological modes of manufacture on properties of consolidated plates of carbon fiber reinforced thermoplastic based on polyetheretherketone. *Trudy VIAM*, 2025, no. 3 (145), pp. 60–69. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 03, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-60-69.
27. Gong J., Saeed N., Huang X. et al. Influences of fiber volume content on the mechanical properties of 2D plain carbon-fiber woven composite materials. *Polymers*, 2023, vol. 16, no. 1, p. 108. DOI: 10.3390/polym16010108.
28. Damanik W.S., Siregar M.A., Lubis S. Evaluation of the effect of variations in resin and fiber composition on tensile and compressive properties of natural material composites. *Hybrid Advances*, 2025, vol. 10, p. 100434. DOI: 10.1016/j.hybadVol.2025.100434.
29. Mishkin S.I., Zhakova L.S., Klimenko O.N., Vasilchuk E.A. Research of influence of the contents resin in CFRP on their mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), pp. 77–86. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.
30. Petrov M.G., Startsev O.V., Lebedev M.P., Kopyrin M.M. Analysis of destruction and prediction of durability of carbon fiber reinforced plastic under various temperature-force conditions and environmental influences. *Tselostnost i resurs v ekstremal'nykh usloviyakh*, 2024, no. 1, pp. 36–39. DOI: 10.24412/cl-37269-2024-1-36-39.
31. Petrov M.G. Study of durability of materials using the kinetic concept of destruction. *Prikladnaya mekhanika i tekhnicheskaya fizika*, 2021, vol. 62, no. 1, pp. 165–178. DOI: 10.1134/S0021894421010181.
32. Startsev O.V., Skirta A.A., Startsev V.O., Valevin E.O., Kogan A.M. Ageing of VKU-39 carbon plastic under moderately warm and tropical climate conditions. 1. Changes of strength indicators. *Polymer Science, Series D*, 2025, vol. 178, pp. 382–386.
33. Petrov M.G., Startsev O.V., Lebedev M.P. et al. Strength characteristics of carbon fiber reinforced plastic in shear and cyclic extension-compression after 7 years of climate exposure. *Universal Journal of Carbon Research*, 2024, vol. 2, no. 1, pp. 1–13.
34. Startsev O.V., Dvirnaya E.V., Kornienko G.V., Petrov M.G. The effect of moisture on the strength and durability of carbon fiber reinforced plastic. *Trudy VIAM*, 2026, no. 4 (158), pp. 68–84. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 05, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-68-84.
35. Regel V.R., Slutsker A.I., Tomashevsky E.E. *Kinetic nature of the strength of solids*. Moscow: Nauka, 1974, 560 p.
36. Kablov E.N., Kirillov V.N., Startsev O.V., Krotov A.S. Climatic aging of composite aviation materials: II. Relaxation of the initial structural nonequilibrium and through-thickness gradient of properties. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2011, vol. 2011, no. 10, pp. 1001–1007. DOI: 10.1134/S0036029511100077.

Информация об авторах

Двирная Елена Вячеславовна, инженер-исследователь, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Вешкин Евгений Алексеевич, начальник УНТЦ, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Корниенко Герман Викторович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Старцев Олег Владимирович, старший научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Elena V. Dvirnaya, Research Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeny A. Veshkin, Head of USTC, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

German V. Kornienko, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg V. Startsev, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.05.2026; получена после доработки 26.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.07.2026.
The article was submitted 12.05.2026; received in revised form 26.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 02.07.2026.

Научная статья

УДК 666.3

DOI: 10.180577/2307-6046-2026-0-9-99-113

ВЛИЯНИЕ СМАЧИВАЮЩЕ-ДИСПЕРГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОТООТВЕРЖДАЕМЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПАСТ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ СТЕРЕОЛИТОГРАФИИ

А.В. Бутузов¹, Ю.Е. Лебедева¹, А.В. Семина¹, Е.А. Серкова¹, М.В. Турченко¹

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

Аннотация. Исследовано влияние природы и концентрации смачивающе-диспергирующих добавок на реологические свойства модельных керамических композиций на основе (мет)акрилатной смолы и оксида алюминия. Изучено влияние массовой доли оксида алюминия на реологическое поведение керамических композиций. Получены седиментационно-стабильные высоконаполненные керамические пасты с содержанием частиц оксида алюминия 85,0 % (по массе) и динамической вязкостью 10–100 Па·с в диапазоне скоростей сдвига 20–100 с⁻¹ при температуре 25 °С.

Ключевые слова: оксид алюминия, керамические пасты, лазерная стереолитография, смачивающе-диспергирующие добавки, реология, аддитивные технологии

Для цитирования: Бутузов А.В., Лебедева Ю.Е., Семина А.В., Серкова Е.А., Турченко М.В. Влияние смачивающе-диспергирующих добавок на реологические свойства фотоотверждаемых керамических паст на основе оксида алюминия для технологии лазерной стереолитографии // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 99–113. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.180577/2307-6046-2026-0-9-99-113.

Scientific article

INFLUENCE OF WETTING-DISPERSING ADDITIVES ON THE RHEOLOGICAL PROPERTIES OF PHOTOCURABLE ALUMINA CERAMIC PASTES FOR LASER STEREOLITHOGRAPHY

A.V. Butuzov¹, Yu.E. Lebedeva¹, A.V. Semina¹, E.A. Serkova¹, M.V. Turchenko¹

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

Abstract. The article presents the results of a study examining the influence of the nature and concentration of wetting and dispersing additives on the rheological properties of model ceramic composites based on (meth)acrylate resin and alumina. The influence of the mass fraction of alumina on the rheology of the ceramic composites is presented. A sedimentation-stable, highly filled ceramic paste with an alumina particle content of 85.0 wt.% and a dynamic viscosity of 10–100 Pa·s in the shear rate range of 20–100 s⁻¹ at a temperature of 25 °C was obtained.

Keywords: alumina, ceramic pastes, laser stereolithography, wetting and dispersing additives, rheology, additive technologies

For citation: Butuzov A.V., Lebedeva Yu.E., Semina A.V., Serkova E.A., Turchenko M.V. Influence of wetting-dispersing additives on the rheological properties of photocurable alumina ceramic pastes for laser stereolithography. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 99–113. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.180577/2307-6046-2026-0-9-99-113.

Введение

Алюмооксидная керамика является одним из самых распространенных и востребованных материалов в авиационной промышленности благодаря комплексу высоких физико-механических, теплоизоляционных и электрических характеристик, твердости, хорошей термостойкости, отличной стойкости к окислению и износостойкости [1–3]. Однако формование керамических изделий со сложной геометрической формой традиционными методами ограничено из-за хрупкости и твердости алюмооксидной керамики [4–10]. Применение новых методов, таких как аддитивные технологии, позволяет получить керамические изделия любой сложности и исключает механическую обработку, что существенно снижает трудоемкость и продолжительность производственного цикла [11–16].

Лазерная стереолитография (Stereo Lithography Apparatus (SLA)) – это технология 3D-печати, основанная на концепции послойного построения трехмерной модели путем селективного отверждения фотоотверждаемой керамической пасты с высоким содержанием частиц под действием ультрафиолетового излучения [17–19]. Данная технология обладает рядом преимуществ перед другими методами аддитивного производства: высокие точность и скорость печати, возможность вторичной переработки сырья и печати керамических изделий с нависающими частями с помощью технологии бесконтактных поддержек в виде ложементов [3, 20]. Комплексный процесс производства керамических изделий с помощью технологии SLA включает следующие этапы: 3D-печать полимерно-керамического изделия, постобработка полимерно-керамического изделия, пиролиз отвержденного полимерного связующего и спекание керамики [11, 12, 17, 20].

Следует отметить, что применение технологии SLA для изготовления алюмооксидных тонкостенных сложнопрофильных керамических стержней как ключевого этапа литья по выплавляемым моделям имеет важное значение для формирования точных и сложных охлаждающих каналов внутри лопаток газотурбинных двигателей [21–25]. В настоящее время данная технология аддитивного производства керамических стержней активно развивается в направлении усложнения форм, усовершенствования структур, увеличения размеров и гибкого производства [26, 27]. Таким образом, технология SLA стала одним из основных подходов, используемых для решения фундаментальной научной и ключевой инженерной проблемы в области прецизионного литья современных лопаток авиационных турбин [28].

Научные исследования, направленные на разработку стабильных фотоотверждаемых керамических паст, содержащих большое количество керамических частиц и обладающих подходящими реологическими характеристиками, имеют особое значение для изготовления керамических заготовок по технологии SLA [29, 30]. При разработке стабильной во времени, высоконаполненной фотоотверждаемой керамической пасты исследователям необходимо принимать во внимание влияние множества факторов, таких как природа, форма, распределение по размерам и объемная доля керамических частиц; природа, состав и вязкость фотоотверждаемого полимерного связующего, выступающего в качестве дисперсионной среды; природа, концентрация смачивающе-диспергирующих добавок и др. [31–40]. Все перечисленные факторы, в особенности наличие смачивающе-диспергирующих добавок, оказывают значительное влияние на реологические характеристики фотоотверждаемой керамической пасты, такие как вязкость, неньютоновское поведение, наличие критической скорости сдвига и предела текучести [29]. Однако следует отметить, что исследования реологического поведения высоконаполненной фотоотверждаемой керамической пасты немногочисленны, а изучение взаимосвязи между типом смачивающе-диспергирующих добавок, объемной концентрацией керамических частиц и реологическим поведением является актуальной задачей.

В данной работе представлены результаты изучения реологического поведения керамических дисперсий с целью получения стабильной во времени, высоконаполненной, фотоотверждаемой керамической пасты, пригодной для печати керамических изделий по технологии SLA. Исследовано влияние природы и концентрации смачивающе-диспергирующих добавок, а также концентрации частиц дисперсной фазы на реологическое поведение керамических композиций.

Материалы и методы

Данная работа выполнена на модельной системе, в которой в качестве дисперсионной среды использовали (мет)акрилатную смолу на основе смеси уретандиметакрилата (до 70 % (по массе)) и низкомолекулярного и, соответственно, низковязкого диакрилата дипропиленгликоля (от 30 до 90 % (по массе)). Смола представляла собой прозрачную жидкость плотностью 1,051 г/см³ и вязкостью 82,8 мПа·с при температуре 25 °С. Низкая вязкость среды позволила провести эксперименты в комфортных условиях при комнатной температуре и добиться хорошо воспроизводимых результатов.

В качестве дисперсной фазы использовали порошок оксида алюминия с частицами размером от субмикронного до микронного. Соотношение частиц субмикронного и микронного размера варьируется в пределах от 1:1 до 1:2,5. Структура порошка и размер частиц показаны на рис. 1.

В качестве смачивающе-диспергирующих добавок выбраны: продукт обработки смеси моно- и диалкилфенолов оксидом этилена (диспергатор 1), цис-9-октадеценовая кислота (диспергатор 2), смесь полиоксиэтиленгликолевых эфиров синтетических первичных высших спиртов фракций C₁₀–C₁₈ (диспергатор 3), модифицированный олигоэфируретан с полярными группами (диспергатор 4), моноэфир ортофосфорной кислоты и длинноцепочечного алифатического спирта (диспергатор 5), алкиламмониевая соль эфира фосфорной кислоты (диспергатор 6) и сложный эфир карбоновой кислоты (диспергатор 7).

Модельные керамические дисперсии изготовлены путем смешивания смолы, смачивателей-диспергаторов и оксида алюминия. Содержание дисперсной фазы в составах композиций варьировали от 60 до 85 % (по массе). Перемешивание осуществляли на смесителе.

Микроструктурные исследования проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа в режиме вторичных электронов при увеличениях от ×200 до ×6000.

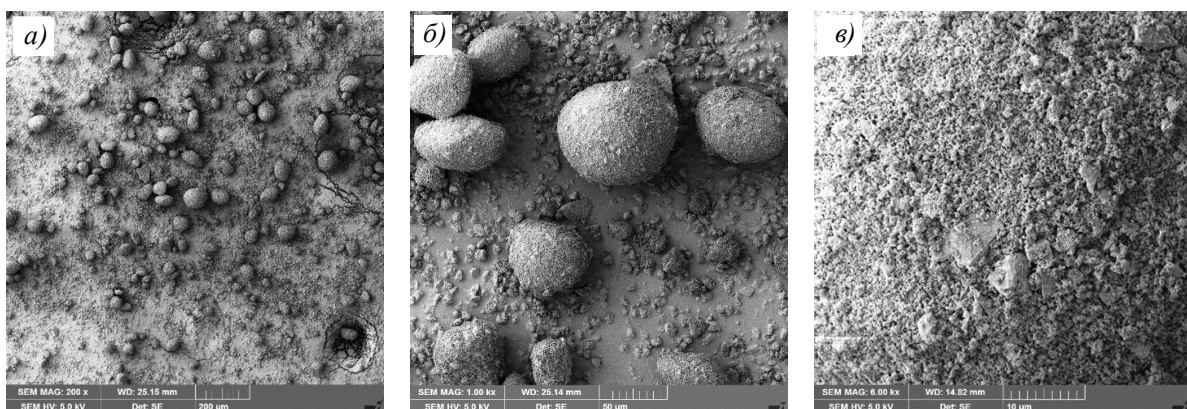


Рис. 1. Микроструктура (×200 (а), ×1000 (б) и ×6000 (в)) порошка Al₂O₃, используемого для приготовления керамических композиций

Реологические исследования модельных композиций проводили на реометре с геометрией рабочего узла «плоскость–плоскость» в соответствии с ГОСТ 25276–82 при температуре $25,0 \pm 1,0$ °С. Суть метода заключается в том, что исследуемый образец помещают в небольшой зазор между двумя поверхностями, необходимый для сдвига исследуемой среды – модельной композиции. Одна из поверхностей на протяжении всего опыта остается неподвижной, другая совершает вращение с постоянной скоростью. Измерительный зазор составил 1 мм.

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

Результаты и обсуждение

Влияние природы смачивающе-диспергирующей добавки и содержания дисперсной фазы на реологическое поведение керамических паст

Высокое содержание порошка Al_2O_3 в составе фотоотверждаемой керамической пасты является одним из ключевых факторов изготовления высокоплотных бездефектных изделий методом SLA. Однако высокое содержание керамического порошка значительно увеличивает вязкость и влияет на реологическое поведение фотоотверждаемых керамических композиций. Поэтому необходимо найти оптимальный баланс между реологическими свойствами и содержанием керамических частиц в фотоотверждаемой керамической пасте.

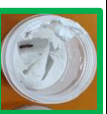
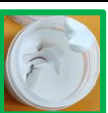
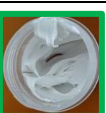
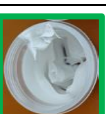
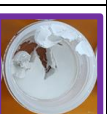
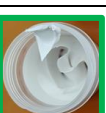
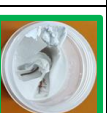
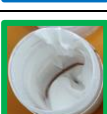
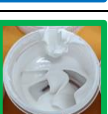
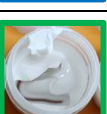
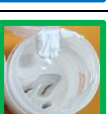
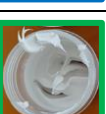
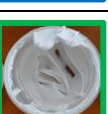
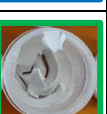
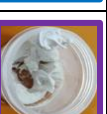
Приготовлены фотоотверждаемые керамические композиции, содержащие от 60 до 85 % (по массе) оксида алюминия, без смачивающе-диспергирующих добавок и с диспергаторами 1–7 в количестве 3 % от массы керамического порошка. Внешний вид полученных фотоотверждаемых керамических композиций представлен в табл. 1. Все композиции по типу консистенции условно разделены на жидкие текучие суспензии, слаботекучие пасты, нетекучие пасты и плотные пластичные массы. Консистенция фотоотверждаемых керамических композиций, изготовленных без использования смачивающе-диспергирующих добавок, с увеличением массовой доли порошка оксида алюминия изменяется от жидких суспензий до состояния пластичной массы. Все композиции с диспергатором 6 представляют собой жидкие суспензии. На основе диспергаторов 1–3, 5 и 7 получено множество нетекучих пастообразных композиций с высоким содержанием керамических частиц. Диспергатор 4 не оказывает существенного влияния на консистенцию фотоотверждаемых керамических композиций.

Результаты реологических испытаний фотоотверждаемых керамических композиций в интервале скоростей сдвига от 0 до 100 с^{-1} приведены в виде 3D-графиков (рис. 2) и графика сравнения (рис. 3). Несмотря на то что (мет)акрилатная смола, выступающая в качестве дисперсионной среды, обладает ньютоновским характером течения, полученные фотоотверждаемые керамические композиции демонстрируют неньютоновский характер течения из-за диспергированных частиц порошка Al_2O_3 . Фотоотверждаемые керамические композиции, изготовленные без использования смачивающе-диспергирующих добавок, характеризуются вязкопластичным реологическим поведением с характерным «сдвиговым разжижением» (рис. 2, а). Такое реологическое поведение фотоотверждаемых керамических композиций считается предпочтительным для изготовления керамических изделий по технологии SLA. Вязкопластичность сдерживает седиментацию керамических частиц композиции в состоянии покоя и поддерживает подобное течение пасты при приложении сдвиговых напряжений. Однако при содержании частиц $Al_2O_3 > 70$ % (по массе) на плоскости зависимостей появляется ярко выраженный участок «сдвигового загущения» в интервале низких скоростей сдвига ($1,0\text{--}2,5 \text{ с}^{-1}$), который с повышением концентрации керамических частиц проявляется

более отчетливо. Наличие данного участка может отрицательно сказаться на получении изделия методом SLA при распределении и разравнивании однородного и равномерного тонкого слоя пасты (100 мкм) ракелем 3D-принтера.

Таблица 1

Консистенция фотоотверждаемых керамических композиций, содержащих 60–85 % (по массе) оксида алюминия, в зависимости от типа диспергатора

Диспергатор	Консистенция фотоотверждаемых керамических композиций с содержанием Al_2O_3 , % (по массе)							
	60	65	70	75	77	80	83	85
Без диспергатора								
1								
2								
3								
4								
5								
6								
7								

Примечание.  – жидкие текучие суспензии;  – слаботекучие пасты;  – нетекучие пасты;  – плотные пластичные массы.

Фотоотверждаемые керамические композиции с диспергаторами 2, 5 и 7 (рис. 2, в, е, з) также демонстрируют сложное реологическое поведение, при этом имеют более выраженный участок «сдвигового загущения» в интервале низких скоростей сдвига ($0,4\text{--}2,0\text{ с}^{-1}$), который, как и в случае композиций без диспергатора, проявляется более интенсивно при повышении концентрации частиц Al_2O_3 . Диспергатор 6 (рис. 2, ж) позволяет получить жидкие суспензии с низкой вязкостью, что является предпочтительным для технологии изготовления керамических изделий методом цифровой обработки светом, но нежелательным для технологии SLA, где фотоотверждаемая керамическая паста обеспечивает поддержку нависающим частям изделий за счет внутренней

структуры (наличия предела текучести). Фотоотверждаемые керамические композиции, содержащие диспергаторы 1, 3 и 4 (рис. 2, б, з, д), проявляют простое вязкопластичное течение с характерным «разжижением» с увеличением скорости сдвига.

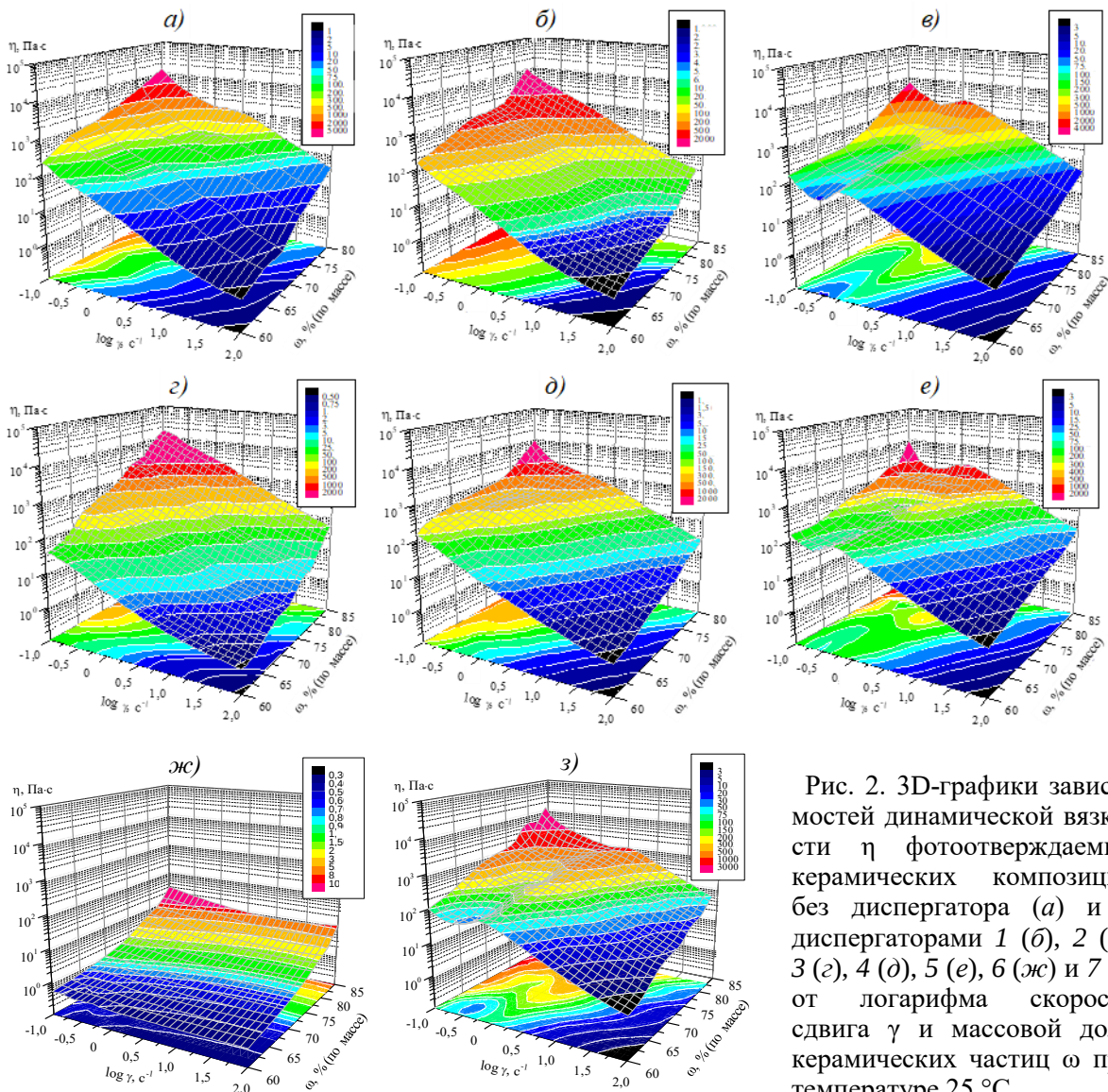


Рис. 2. 3D-графики зависимостей динамической вязкости η фотоотверждаемых керамических композиций без диспергатора (а) и с диспергаторами 1 (б), 2 (в), 3 (г), 4 (д), 5 (е), 6 (ж) и 7 (з) от логарифма скорости сдвига γ и массовой доли керамических частиц ω при температуре 25 °С

С целью анализа воздействия смачивающе-диспергирующих добавок и сравнения изменения динамической вязкости фотоотверждаемых керамических композиций с увеличением содержания частиц Al_2O_3 использовали график, представленный на рис. 3. Характерной особенностью фотоотверждаемых керамических композиций как со смачивающе-диспергирующими добавками, так и без них является экспоненциальная динамика увеличения вязкости при приближении к предельному значению наполнения системы частицами оксида алюминия. Различия значений предельного наполнения фотоотверждаемых керамических композиций можно объяснить различной степенью агрегирования, в результате чего в объеме композиций образуется различная упаковка керамических частиц, определяющая их максимальное содержание. Установлено, что смачивающе-диспергирующие добавки 2, 5 и 7 значительно увеличивают вязкость композиций с содержанием порошка оксида алюминия $\leq 75\%$ (по массе), по-видимому,

из-за происходящих процессов флокуляции керамических частиц. Наиболее перспективные фотоотверждаемые керамические пасты с наполнением оксида алюминия 85 % (по массе), содержащие смачивающе-диспергирующие добавки 1–3 и 5, опробованы при 3D-печати полимерно-керамических изделий. Однако из-за высокой вязкости и/или наличия «сдвигового загущения» отмечено плохое распределение тонкого слоя (100 мкм) используемых фотоотверждаемых керамических паст с помощью ракеля 3D-принтера, что порой приводило к повреждению печатаемого изделия. Диспергаторы 2 и 6 демонстрируют наименее экстремальный характер увеличения вязкости фотоотверждаемых композиций, поэтому принято решение изучить влияние смачивающе-диспергирующей системы на их основе на консистенцию и реологические свойства композиций.

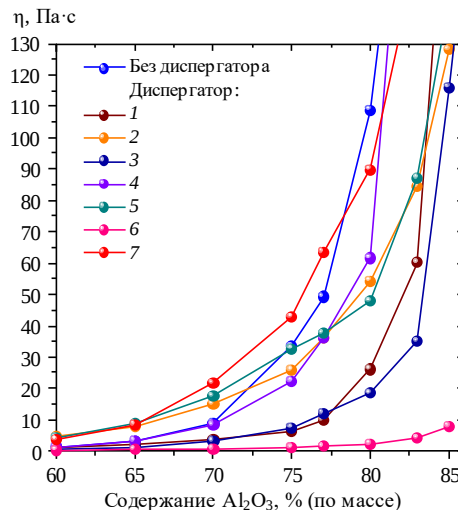


Рис. 3. Влияние природы смачивающе-диспергирующих добавок на зависимости динамической вязкости η модельных составов фотоотверждаемых керамических композиций (при скорости сдвига 30 с^{-1} и температуре 25°C) от содержания порошка оксида алюминия

Влияние состава и концентрации смачивающе-диспергирующей системы на реологическое поведение керамических паст

С целью определения наиболее подходящего соотношения диспергаторов 2 и 6 в диспергирующей системе, а также ее оптимальной концентрации в составе высоконаполненной (85 % (по массе)) фотоотверждаемой керамической пасты приготовлены композиции, представленные в табл. 2. Все полученные фотоотверждаемые керамические композиции условно разделены по типу консистенции и реологического поведения на текучие суспензии и пасты и мягкие нетекучие пасты с простым вязкопластичным характером течения; высоковязкие нетекучие пасты и мягкие нетекучие пасты со сложным характером течения, характеризующиеся наличием «сдвигового загущения» в интервале низких скоростей сдвига. Вязкость паст, выделенных в табл. 2 красным цветом, настолько высока, что получить корректные данные об их реологическом поведении с помощью реометра невозможно.

Результаты реологических испытаний фотоотверждаемых керамических композиций в интервале скоростей сдвига от 0 до 100 с^{-1} приведены в виде 3D-графиков (рис. 4 и 5). В диспергирующих системах для регулирования вязкостных характеристик фотоотверждаемой керамической пасты диспергатор 6 выступает в качестве «разжижающего» компонента, а диспергатор 2 – в качестве «загущающего». Закономерно, что при переходе от одной диспергирующей системы к другой с увеличением массовой доли диспергатора 2 наблюдается постепенное повышение вязкостных характеристик фотоотверждаемых

керамических композиций. Сложное реологическое поведение с участком «сдвигового загущения» проявляется для фотоотверждаемых керамических паст, содержащих 2–3 % (по массе) диспергирующей системы с соотношением диспергаторов 87,5/12,5. С уменьшением содержания диспергирующей системы в композициях данное реологическое поведение только усиливается и для его нивелирования необходимо применять системы с большей массовой долей диспергатора 6. Установлено, что фотоотверждаемые керамические пасты, имеющие вязкость в диапазоне 10–100 Па·с при скорости сдвига 20–100 с⁻¹ и характеризующиеся простым вязкопластичным течением (выделены в табл. 2 зеленым цветом), обладают наибольшей технологичностью при распределении ракелем 3D-принтера их тонкого слоя.

Таблица 2

Консистенция наполненных (85 % (по массе)) керамических композиций в зависимости от концентрации диспергирующей системы и массового соотношения диспергаторов 2 и 6

Концентрация диспергирующей системы, % (по массе)	Консистенция наполненных керамических композиций с соотношением диспергаторов 2 и 6								
	0/100	12,5/87,5	25/75	37,5/62,5	50/50	62,5/37,5	75/25	87,5/12,5	100/0
0,5									
1,0									
1,5									
2,0									
2,5									
3,0									

Примечание. – текучие суспензии и пасты с простым вязкопластичным характером течения; – мягкие нетекучие пасты с простым вязкопластичным характером течения; – высоковязкие нетекучие пасты со сложным характером течения; – мягкие нетекучие пасты со сложным характером течения.

С помощью технологии SLA на основе разработанных высоконаполненных (85 % (по массе)) фотоотверждаемых керамических паст, содержащих 1,0–1,5 % (по массе) диспергирующей системы с соотношением диспергаторов 37,5/62,5, напечатаны полимерно-керамические изделия сложной формы. В результате удачного проведения процесса пиролиза отвержденного полимерного связующего и спекания получены изделия из алюмооксидной керамики сложной геометрической формы (рис. 6).

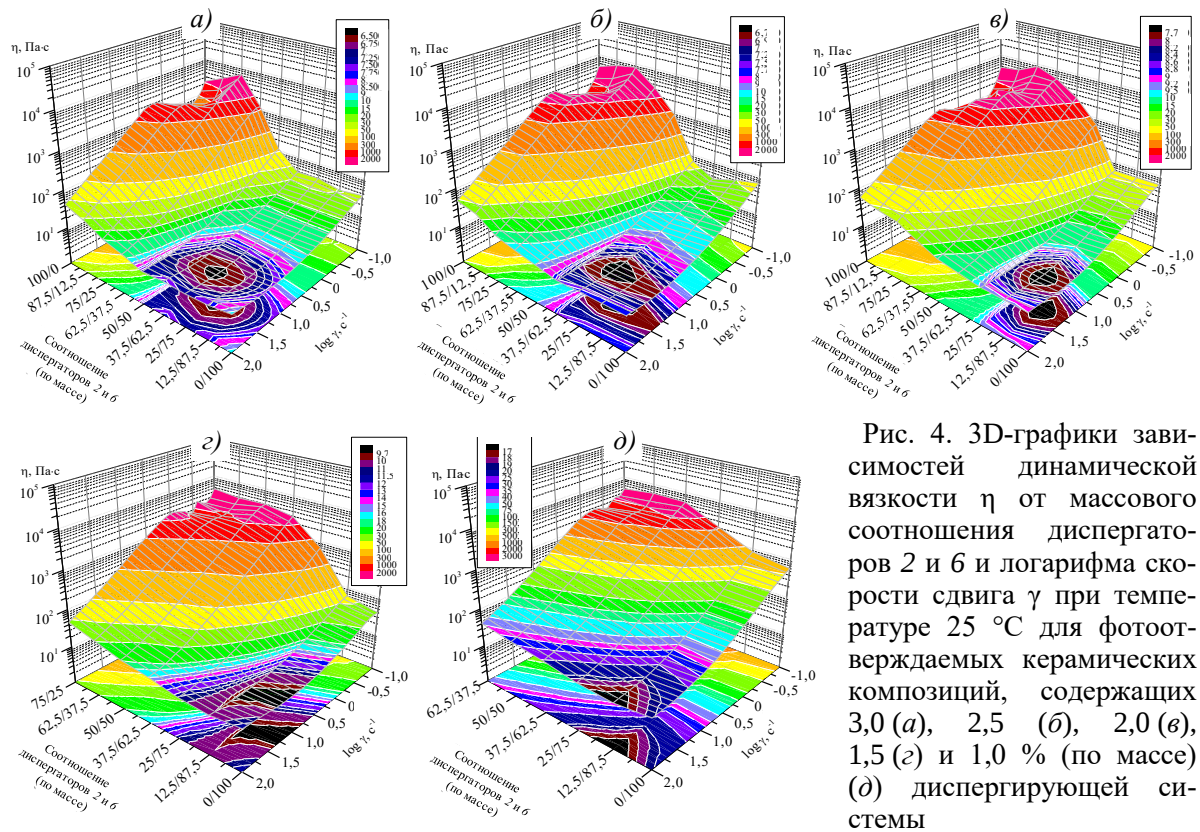


Рис. 4. 3D-графики зависимостей динамической вязкости η от массового соотношения диспергаторов 2 и 6 и логарифма скорости сдвига γ при температуре 25 °С для фотоотверждаемых керамических композиций, содержащих 3,0 (а), 2,5 (б), 2,0 (в), 1,5 (г) и 1,0 % (по массе) диспергирующей системы

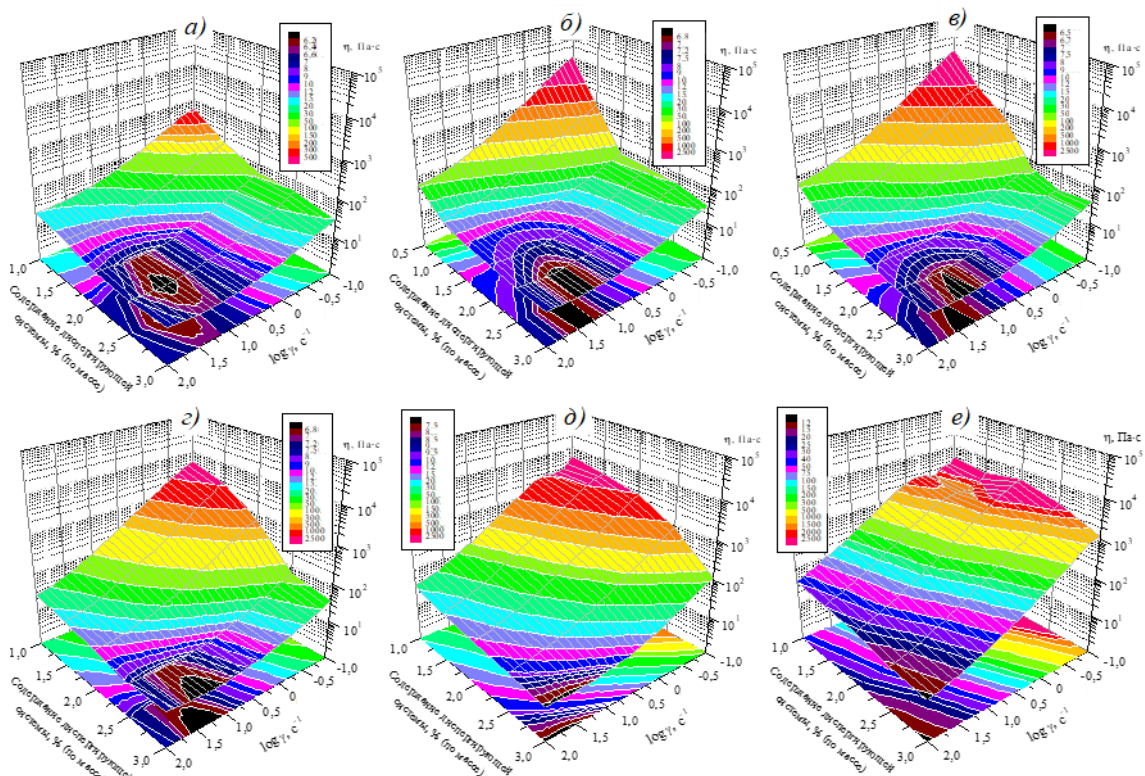


Рис. 5. 3D-графики зависимостей динамической вязкости η от содержания диспергирующей системы и логарифма скорости сдвига γ при температуре 25 °С для фотоотверждаемых керамических композиций с массовым соотношением диспергаторов 0/100 (а), 12,5/77,5 (б), 25/75 (в), 37,5/62,5 (г), 50/50 (д) и 62,5/37,5 (е)



Рис. 6. Процессы SLA-печати полимерно-керамических изделий (а), удаления неотвержденной фотоотверждаемой керамической пасты (б), примеры изделий из алюмооксидной керамики, полученных по технологии SLA (в)

Заключения

Разработаны седиментационно-стабильные высоконаполненные фотоотверждаемые керамические пасты на основе оксида алюминия с массовой долей частиц 85 % (по массе) и динамической вязкостью 10–100 Па·с в диапазоне скоростей сдвига 20–100 с⁻¹, которые можно использовать для изготовления заготовок из алюмооксидной керамики с помощью аддитивного производства методом SLA.

Исследовано влияние природы смачивающе-диспергирующих добавок и массовой доли дисперсной фазы на консистенцию и динамическую вязкость фотоотверждаемых керамических паст на основе оксида алюминия. С целью снижения концентрации диспергаторов, а также возможности контроля вязкости и реологического поведения фотоотверждаемых керамических композиций использованы диспергирующие системы, состоящие из «загущающего» и «разжижающего» диспергаторов. С применением оптимальных составов фотоотверждаемых керамических паст изготовлены сложные изделия на основе оксида алюминия.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – ведущему инженеру-конструктору К.И. Светогорову и ведущему инженеру М.В. Гамазиной, за помощь в изготовлении керамических изделий и подготовке статьи.

Список источников

1. Aza A., Chevalier J., Fantozzi G. et al. Crack growth resistance of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina ceramics for joint prostheses // *Biomaterials*. 2002. No. 23 (3). P. 937–945. DOI: 10.1016/s0142-9612(01)00206-x.
2. Толкачева А.С. Технология керамики для материалов электронной промышленности: в 2 ч. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2019. Ч. 1. 124 с.
3. Yu Y., Zou B., Wang X., Huang C. Rheological behavior and curing deformation of paste containing 85 wt% Al₂O₃ ceramic during SLA-3D printing // *Ceramics International*. 2022. Vol. 48. P. 24560–24570. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.05.099.
4. Licciulli A., Corcione C.E., Greco A. et al. Laser stereolithography of ZrO₂ toughened Al₂O₃ // *Journal of the European Ceramic Society*. 2005. Vol. 25. P. 1581–1589. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2003.12.003.
5. Hinczewski C., Corbel S., Chartier T. Ceramic suspensions suitable for stereolithography // *Journal of the European Ceramic Society*. 1998. Vol. 18. P. 583–590. DOI: 10.1016/s0955-2219(97)00186-6.
6. Minatto F.D., Milak P., De Noni A. et al. Multilayered ceramic composites – a review // *Advances in Applied Ceramics*. 2015. Vol. 114 (3). P. 127–138. DOI: 10.1179/1743676114Y.0000000215.

7. Leo S., Tallon C., Stone N., Franks G.V. Near-netshaping methods for ceramic elements of (body) armor systems // *Journal of the American Ceramic Society*. 2015. Vol. 97. P. 3013–3033. DOI: 10.1111/jace.13192.
8. Klocke F. Modern approaches for the production of ceramic components // *Journal of the European Ceramic Society*. 1997. Vol. 17. P. 457–465. DOI: 10.1016/S0955-2219(96)00163-X.
9. Wang X., Luo Y. Diameter prediction of removal particles in Al_2O_3 ceramic laser cutting based on vapor-to-melt ratio // *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. Vol. 251. P. 109–117. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.08.011.
10. Wang J., Zhang J., Feng P. Effects of tool vibration on fiber fracture in rotary ultrasonic machining of C/SiC ceramic matrix composites // *Composites. Part B: Engineering*. 2017. Vol. 129. P. 233–242. DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.07.081.
11. Лебедева Ю.Е., Бутузов А.В., Турченко М.В., Светогоров К.И., Чайникова А.С., Мазалов П.Б., Ваганова М.Л. Получение керамики на основе оксида алюминия методом стереолитографии // *Авиационные материалы и технологии*. 2026. № 1 (82). С. 113–125. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-113-125.
12. Бутузов А.В., Лебедева Ю.Е., Серкова Е.А., Семина А.В., Долгова Е.В., Турченко М.В., Куршев Е.В. Аддитивное получение алюмооксидной керамики методом цифровой обработки светом // *Труды ВИАМ*. 2026. № 5 (159). С. 55–74. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-55-74.
13. 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.
14. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии*. 2017. № 1. С. 2–6.
15. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // *Интеллект и технологии*. 2015. № 2 (11). С. 52–55.
16. Бутузов А.В., Семина А.В. Предкерамические полимеры для производства керамических изделий путем фотополимеризации в ванне. Часть 1. Способы получения и свойства // *Труды ВИАМ*. 2025. № 3 (145). С. 70–88. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-70-88.
17. Турченко М.В., Лебедева Ю.Е., Чайникова А.С., Бутузов А.В., Гамазина М.В., Светогоров К.И., Неруш С.В. Получение изделий из гидроксипатита с применением аддитивных технологий // *Труды ВИАМ*. 2026. № 2 (156). С. 94–106. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-94-106.
18. Liu W., Li M., Nie J. et al. Synergy of solid loading and printability of ceramic paste for optimized properties of alumina via stereolithography-based 3D printing // *Journal of materials research and technology*. 2020. Vol. 9. P. 11476–11483. DOI: 10.1016/J.JMRT.2020.08.038.
19. Spirrett F., Ito T., Kirihaara S. High-speed alumina stereolithography // *Applied sciences*. 2022. Vol. 12 (9760). P. 1–12. DOI: 10.3390/APP12199760.
20. Бутузов А.В., Лебедева Ю.Е., Серкова Е.А., Семина А.В., Турченко М.В., Светогоров К.И., Чайникова А.С., Неруш С.В., Мазалов П.Б., Кукушкина Е.А., Гамазина М.В. 3D-печать полимер-керамических изделий по технологии SLA и DLP для последующего изготовления корундовой керамики // IX Всерос. науч.-техн. конф. «Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения». М., 2025. С. 256–278.
21. She W., Liu Y., Liu Y. et al. Alumina-based ceramic cores with high porosity and flexural strength fabricated via DLP 3D-printing // *Ceramics International*. 2025. Vol. 51. P. 30573–30582. DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.04.250.
22. Zhao J.-J., Zhang Y.-Z., Li J.-H. et al. Additive Manufacturing of Alumina-based Ceramic Structures by Vat Photopolymerization: A review of strategies for improving shaping accuracy and properties // *Materials*. 2025. Vol. 18. P. 1–37. DOI: 10.3390/ma18112445.

23. Li H., Liu Y., Liu Y. et al. Effect of sintering temperature in argon atmosphere on microstructure and properties of 3D printed alumina ceramic cores // *Journal of Advanced Ceramics*. 2020. Vol. 9. No. 2. P. 220–231. DOI: 10.1007/s40145-020-0362-0.
24. Zhai X., Chen J., Wang Y. et al. Fabrication of Al_2O_3 ceramic cores with high porosity and strength by vat photopolymerization 3D printing and sacrificial templating // *Ceramics International*. 2023. Vol. 49. P. 32096–32103. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.07.177.
25. Zhai X.-F., Chen J.-Y., Zhang X.-Q. et al. Vat photopolymerization 3D printing of Al_2O_3 ceramic cores with TPMS micro lattice structure // *China Foundry*. 2025. Vol. 22. No. 5. P. 565–573. DOI: 10.1007/s41230-025-4204-0.
26. Li X., Su H.-J., Dong D. et al. Vat photopolymerization 3D printing of ceramic cores: Advances, challenges, and prospects // *China Foundry*. 2025. Vol. 22. No. 5. P. 493–506. DOI: 10.1007/s41230-025-4240-9.
27. Li J., An X., Liang J. et al. Recent advances in the stereolithographic three-dimensional printing of ceramic cores: Challenges and prospects // *Journal of Materials and Technology*. 2022. Vol. 117. P. 79–98. DOI: 10.1016/J.JMST.2021.10.041.
28. Yang H., Shan Z., Wu R. et al. Research progress on additive manufacturing technology and equipment for the vat polymerization of ceramic cores of aeroengine blades // *Additive Manufacturing Frontiers*. 2025. Vol. 4. No. 2. P. 1–15. DOI: 10.1016/j.amf.2025.200204.
29. Camargo I.L., Morais M.M., Fortulan C.A., Branciforti M.C. A review on the rheological behavior and formulations of ceramic suspensions for vat photopolymerization // *Ceramics International*. 2021. Vol. 47. P. 11906–11921. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.01.031.
30. Бутузов А.В., Лебедева Ю.Е., Семина А.В., Серкова Е.А., Лонский С.Л. Влияние природы и концентрации смачивающе-диспергирующей добавки на реологические свойства и стабильность высоконаполненных керамических суспензий на основе оксида алюминия // *Труды ВИАМ*. 2026. № 4 (158). С. 85–103. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-85-103.
31. Wu X., Lian Q., Li D. et al. Influence of boundary masks on dimensions and surface roughness using segmented exposure in ceramic 3D printing // *Ceramics International*. 2019. Vol. 45 (3). P. 3687–3697. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.11.031.
32. Goswami A., Ankit K., Balashanmugam N. et al. Optimization of rheological properties of photopolymerizable alumina suspensions for ceramic microstereolithography // *Ceramics International*. 2014. Vol. 40 (2). P. 3655–3665. DOI: 10.1016/j.ceramint.2013.09.059.
33. Chartier T., Dupas C., Geffroy P.M. et al. Influence of irradiation parameters on the polymerization of ceramic reactive suspensions for stereolithography // *Journal of the European Ceramic Society*. 2017. Vol. 37 (15). P. 4431–4436. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2017.05.050.
34. Adake C.V., Bhargava P., Gandhi P. Effect of surfactant on dispersion of alumina in photopolymerizable monomers and their UV behavior for microstereolithography // *Ceramic International*. 2015. Vol. 41. P. 5301–5308. DOI: 10.1016/j.ceramint.2014.12.066.
35. Chartier T., Chaput C., Doreau F., Loiseau M. Stereolithography of structural complex ceramic parts // *Journal of Materials Science*. 2002. Vol. 37. P. 3141–3147. DOI: 10.1023/A:1016102210277.
36. Li K.H., Zhao Z. The effect of the surfactants on the formulation of UV-curable SLA alumina suspension // *Ceramics International*. 2017. Vol. 43. P. 4761–4767. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.11.143.
37. Alves P.L., Verza J.R., Luz A.P. Rheological behavior of alumina suspensions for additive manufacturing using digital light processing // *Materials Research*. 2023. Vol. 26 (1). P. 1–6. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2023-0270.
38. Верхошанский Я.Ю., Ткачев Д.А. Разработка и исследование материала для стереолитографической 3D-печати на основе Al_2O_3 // *Физика. Технологии. Инновации: тез. докл. XI Междунар. молодежной науч. конф.* Екатеринбург: Изд-во УрФУ, 2024. С. 580–581.
39. Kim I., Andreu A., Yoon Y.-J. A digital light processing 3D printing approach for tuning the interfacial properties of pore forming agents for porous ceramics // *Materials and Design*. 2023. Vol. 233. P. 1–11. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.112247.

40. Ангелуц А.А., Марков М.А., Новиков М.М. и др. Разработка и исследование фотополимерных керамических паст для стереолитографического аддитивного производства // Вопросы материаловедения. 2025. № 3 (123). С. 58–68. DOI: 10.22349/1994-6716-2025-123-3-58-68.

References

1. Aza A., Chevalier J., Fantozzi G. et al. Crack growth resistance of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina ceramics for joint prostheses. *Biomaterials*, 2002, no. 23 (3), pp. 937–945. DOI: 10.1016/S0142-9612(01)00206-X.
2. Tolkacheva A.S. *Ceramic technology for materials of the electronics industry*: in 2 parts. Ekaterinburg: Publ. house of the Ural Univ., 2019, part 1, 124 p.
3. Yu Y., Zou B., Wang X., Huang C. Rheological behavior and curing deformation of paste containing 85 wt% Al_2O_3 ceramic during SLA-3D printing. *Ceramics International*, 2022, vol. 48, pp. 24560–24570. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.05.099.
4. Licciulli A., Corcione C.E., Greco A. et al. Laser stereolithography of ZrO_2 toughened Al_2O_3 . *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, vol. 25, pp. 1581–1589. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2003.12.003.
5. Hinczewski C., Corbel S., Chartier T. Ceramic suspensions suitable for stereolithography. *Journal of the European Ceramic Society*, 1998, vol. 18, pp. 583–590. DOI: 10.1016/S0955-2219(97)00186-6.
6. Minatto F.D., Milak P., De Noni A. et al. Multilayered ceramic composites – a review. *Advances in Applied Ceramics*, 2015, vol. 114 (3), pp. 127–138. DOI: 10.1179/1743676114Y.0000000215.
7. Leo S., Tallon C., Stone N., Franks G.V. Near-netshaping methods for ceramic elements of (body) armor systems. *Journal of the American Ceramic Society*, 2015, vol. 97, pp. 3013–3033. DOI: 10.1111/jace.13192.
8. Klocke F. Modern approaches for the production of ceramic components. *Journal of the European Ceramic Society*, 1997, vol. 17, pp. 457–465. DOI: 10.1016/S0955-2219(96)00163-X.
9. Wang X., Luo Y. Diameter prediction of removal particles in Al_2O_3 ceramic laser cutting based on vapor-to-melt ratio. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 251, pp. 109–117. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.08.011.
10. Wang J., Zhang J., Feng P. Effects of tool vibration on fiber fracture in rotary ultrasonic machining of C/SiC ceramic matrix composites. *Composites. Part B: Engineering*, 2017, vol. 129, pp. 233–242. DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.07.081.
11. Lebedeva Yu.E., Butuzov A.V., Turchenko M.V., Svetogorov K.I., Chainikova A.S., Mazalov P.B., Vaganova M.L. Fabrication of alumina-based ceramics using stereolithography. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 113–125. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 25, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-113-125.
12. Butuzov A.V., Lebedeva Yu.E., Serkova E.A., Semina A.V., Dolgova E.V., Turchenko M.V., Kurshev E.V. Additive production of alumina ceramic by digital light processing. *Trudy VIAM*, 2026, no. 5 (159), pp. 55–74. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-55-74.
13. 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.
14. Kablov E.N. The Present and Future of Additive Technologies. *Metally Evrazii*, 2017, no. 1, pp. 2–6.
15. Kablov E.N. Additive Technologies – the Dominant Focus of the National Technological Initiative. *Intellekt i tekhnologii*, 2015, no. 2 (11), pp. 52–55.
16. Butuzov A.V., Semina A.V. Preceramic polymers for the production of ceramic products by vat photopolymerization. Part 1. Methods of production and properties. *Trudy VIAM*, 2025, no. 3 (145), pp. 70–88. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 30, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-70-88.

17. Turchenko M.V., Lebedeva Yu.E., Chaynikova A.S., Butuzov A.V., Gamazina M.V., Svetogorov K.I., Nerush S.V. Production of hydroxyapatite products using additive technologies. *Trudy VIAM*, 2026, no. 2 (156), pp. 134–151. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 30, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-94-106.
18. Liu W., Li M., Nie J. et al. Synergy of solid loading and printability of ceramic paste for optimized properties of alumina via stereolithography-based 3D printing. *Journal of materials research and technology*, 2020, vol. 9, pp. 11476–11483. DOI: 10.1016/J.JMRT.2020.08.038.
19. Spirrett F., Ito T., Kirihara S. High-speed alumina stereolithography. *Applied sciences*, 2022, vol. 12 (9760), pp. 1–12. DOI: 10.3390/APP12199760.
20. Butuzov A.V., Lebedeva Yu.E., Serkova E.A., Semina A.V., Turchenko M.V., Svetogorov K.I., Chaynikova A.S., Nerush S.V., Mazalov P.V., Kukushkina E.A., Gamazina M.V. 3D printing of polymer-ceramic products using SLA and DLP technology for the subsequent manufacture of corundum ceramics. *IX All-Rus. sc. and tech. conf. «Polymer composite materials and production technologies of the new generation»*. Moscow, 2025, pp. 256–278.
21. She W., Liu Y., Liu Y. et al. Alumina-based ceramic cores with high porosity and flexural strength fabricated via DLP 3D-printing. *Ceramics International*, 2025, vol. 51, pp. 30573–30582. DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.04.250.
22. Zhao J.-J., Zhang Y.-Z., Li J.-H. et al. Additive Manufacturing of Alumina-based Ceramic Structures by Vat Photopolymerization: A review of strategies for improving shaping accuracy and properties. *Materials*, 2025, vol. 18, pp. 1–37. DOI: 10.3390/ma18112445.
23. Li H., Liu Y., Liu Y. et al. Effect of sintering temperature in argon atmosphere on microstructure and properties of 3D printed alumina ceramic cores. *Journal of Advanced Ceramics*, 2020, vol. 9, no. 2, pp. 220–231. DOI: 10.1007/s40145-020-0362-0.
24. Zhai X., Chen J., Wang Y. et al. Fabrication of Al_2O_3 ceramic cores with high porosity and strength by vat photopolymerization 3D printing and sacrificial templating. *Ceramics International*, 2023, vol. 49, pp. 32096–32103. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.07.177.
25. Zhai X.-F., Chen J.-Y., Zhang X.-Q. et al. Vat photopolymerization 3D printing of Al_2O_3 ceramic cores with TPMS micro lattice structure. *China Foundry*, 2025, vol. 22, no. 5, pp. 565–573. DOI: 10.1007/s41230-025-4204-0.
26. Li X., Su H.-J., Dong D. et al. Vat photopolymerization 3D printing of ceramic cores: Advances, challenges, and prospects. *China Foundry*, 2025, vol. 22, no. 5, pp. 493–506. DOI: 10.1007/s41230-025-4240-9.
27. Li J., An X., Liang J. et al. Recent advances in the stereolithographic three-dimensional printing of ceramic cores: Challenges and prospects. *Journal of Materials and Technology*, 2022, vol. 117, pp. 79–98. DOI: 10.1016/J.JMST.2021.10.041.
28. Yang H., Shan Z., Wu R. et al. Research progress on additive manufacturing technology and equipment for the vat polymerization of ceramic cores of aeroengine blades. *Additive Manufacturing Frontiers*, 2025, vol. 4, no. 2, pp. 1–15. DOI: 10.1016/j.amf.2025.200204.
29. Camargo I.L., Morais M.M., Fortulan C.A., Branciforti M.C. A review on the rheological behavior and formulations of ceramic suspensions for vat photopolymerization. *Ceramics International*, 2021, vol. 47, pp. 11906–11921. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.01.031.
30. Butuzov A.V., Lebedeva Yu.E., Semina A.V., Serkova E.A., Lonskii S.L. Influence of the nature and concentration of the wetting-dispersing additive on the rheological properties and stability of highly filled ceramic slurries based on aluminum oxide. *Trudy VIAM*, 2026, no. 4 (158), pp. 85–103. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 30, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-4-85-103.
31. Wu X., Lian Q., Li D. et al. Influence of boundary masks on dimensions and surface roughness using segmented exposure in ceramic 3D printing. *Ceramics International*, 2019, vol. 45 (3), pp. 3687–3697. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.11.031.
32. Goswami A., Ankit K., Balashanmugam N. et al. Optimization of rheological properties of photopolymerizable alumina suspensions for ceramic microstereolithography. *Ceramics International*, 2014, vol. 40 (2), pp. 3655–3665. DOI: 10.1016/j.ceramint.2013.09.059.

33. Chartier T., Dupas C., Geffroy P.M. et al. Influence of irradiation parameters on the polymerization of ceramic reactive suspensions for stereolithography. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, vol. 37 (15), pp. 4431–4436. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2017.05.050.
34. Adake C.V., Bhargava P., Gandhi P. Effect of surfactant on dispersion of alumina in photopolymerizable monomers and their UV behavior for microstereolithography. *Ceramic International*, 2015, vol. 41, pp. 5301–5308. DOI: 10.1016/j.ceramint.2014.12.066.
35. Chartier T., Chaput C., Doreau F., Loiseau M. Stereolithography of structural complex ceramic parts. *Journal of Materials Science*, 2002, vol. 37, pp. 3141–3147. DOI: 10.1023/A:1016102210277.
36. Li K.H., Zhao Z. The effect of the surfactants on the formulation of UV-curable SLA alumina suspension. *Ceramics International*, 2017, vol. 43, pp. 4761–4767. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.11.143.
37. Alves P.L., Verza J.R., Luz A.P. Rheological behavior of alumina suspensions for additive manufacturing using digital light processing. *Materials Research*, 2023, vol. 26 (1), pp. 1–6. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2023-0270.
38. Verkhoshansky Ya.Yu., Tkachev D.A. Development and study of material for stereolithographic 3D printing based on Al_2O_3 . *Physics. Technologies. Innovations: abstract of reports XI Int. Youth Sc. Conf. Ekaterinburg: Ural Federal Univ. Publ. House*, 2024, pp. 580–581.
39. Kim I., Andreu A., Yoon Y.-J. A digital light processing 3D printing approach for tuning the interfacial properties of pore forming agents for porous ceramics. *Materials and Design*, 2023, vol. 233, pp. 1–11. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.112247.
40. Angeluts A.A., Markov M.A., Novikov M.M. et al. Development and study of photopolymer ceramic pastes for stereolithographic additive manufacturing. *Voprosy materialovedeniya*, 2025, no. 3 (123), pp. 58–68. DOI: 10.22349/1994-6716-2025-123-3-58-68.

Информация об авторах

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

Лебедева Юлия Евгеньевна, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

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

Information about the authors

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

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.07.2026.
The article was submitted 17.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 16.07.2026.

Обзорная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-114-140

ОБЗОР СОВРЕМЕННЫХ ДОСТИЖЕНИЙ В ОБЛАСТИ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПОЛИМЕР-КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Е.К. Папынов¹, С.В. Чуклинов², О.О. Шичалин¹, А.А. Белов¹, А.С. Чайникова², В.И. Сергиенко¹

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Дальневосточный федеральный университет», Владивосток; rectorat@dvfu.ru

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

Аннотация. В обзоре систематизированы достижения, опубликованные за период 2020–2026 гг., в области искрового плазменного спекания полимерных композитов с классификацией по функциям полимера. Обобщены рекордные показатели трибологических (коэффициент трения 0,042), механических (прочность 182 МПа), электрических (электропроводность 0,164 См/см) и биологических свойств. Рассмотрены механизмы спекания с акцентом на двойственное воздействие давления, кинетику кристаллизации и адгезионные слои. Определены перспективы применения данного метода в аэрокосмической, медицинской и строительной отраслях.

Ключевые слова: искровое плазменное спекание, полимерные композиты, полиэфирэфиркетон, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, трибологические свойства, биосовместимость, механизмы спекания

Для цитирования: Папынов Е.К., Чуклинов С.В., Шичалин О.О., Белов А.А., Чайникова А.С., Сергиенко В.И. Обзор современных достижений в области искрового плазменного спекания полимер-композитных материалов // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 114–140. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-114-140.

Review article

REVIEW OF MODERN ADVANCES IN SPARK PLASMA SINTERING OF POLYMER-COMPOSITE MATERIALS

E.K. Papynov¹, S.V. Chuklinov², O.O. Shichalin¹, A.A. Belov¹, A.S. Chainikova², V.I. Sergienko¹

¹Far Eastern Federal University, Vladivostok, Russia; rectorat@dvfu.ru

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

Abstract. The review systematizes recent advances in spark plasma sintering of polymer composites (2020–2026) with classification based on the functional role of the polymer. Record-breaking performance is summarized, including tribological (friction coefficient 0,042), mechanical (compressive strength 182 MPa), electrical (conductivity 0,164 S/cm), and biological properties. Sintering mechanisms are discussed with emphasis on the dual role of pressure, crystallization kinetics, and adhesive interlayers. Prospects for applications in aerospace, medical, and construction industries are outlined.

Keywords: spark plasma sintering, polymer composites, polyether ether ketone, ultra-high molecular weight polyethylene, tribological properties, biocompatibility, sintering mechanisms

For citation: Papynov E.K., Chuklinov S.V., Shichalin O.O., Belov A.A., Chainikova A.S., Sergienko V.I. Review of modern advances in spark plasma sintering of polymer-composite materials. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 114–140. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-114-140.

Введение

Метод искрового плазменного спекания (ИПС) за последние два десятилетия зарекомендовал себя как высокоэффективная технология консолидации порошковых материалов, позволяющая достигать высокой плотности различных материалов за короткое время при относительно низких температурах благодаря сочетанию постоянного импульсного электрического тока и одноосного механического прессования. Область применения метода ИПС, изначально разработанного для металлов и керамики, постепенно расширилась и включила полимеры и полимерные композиты. Данный метод является эффективной альтернативой традиционным методам переработки, таким как литье под давлением, экструзия и компрессионное формование [1, 2].

Первый комплексный обзор, обобщающий достижения ИПС в области переработки полимеров, опубликован в 2021 г. [3]. В этой работе систематически продемонстрирована принципиальная возможность применения ИПС для широкого круга термопластичных и термореактивных полимеров, включая политетрафторэтилен (PTFE), полиэфирэфиркетон (PEEK), полиимид, сверхвысокомолекулярный полиэтилен (UHMWPE) и полилактид. Авторы выделили несколько ключевых преимуществ ИПС по сравнению с традиционными методами: значительное сокращение продолжительности обработки (с часов до минут); более низкие температуры спекания, что минимизирует термическую деградацию; возможность введения высоких концентраций наполнителей без ухудшения формуемости; улучшение плотности, кристалличности и механических свойств спеченных образцов.

Резюмируя основные результаты обзора [3], можно выделить следующее. Во-первых, ИПС позволяет эффективно консолидировать широкий спектр термопластичных и термореактивных полимеров, обеспечивая высокую относительную плотность ($>95\%$) при температурах ниже температуры плавления за счет быстрого нагрева (до $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$) и непродолжительной выдержки (5–10 мин). Во-вторых, показано, что ИПС улучшает кристалличность полимеров: например, при спекании стереокомплекса полилактида при $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ достигнута прочность при растяжении $68,2\text{ МПа}$, что превышает показатели образцов, полученных компрессионным формованием при $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ [4]. В-третьих, применение ИПС позволило повысить термоэлектрическую добротность полимеров. Так, термоэлектрическая добротность поли(3,4-этилендиокситиофен)-поли(стиролсульфоната) с добавкой 33% CuSnSe_3 в 10 раз выше, чем у холоднопрессованных аналогов [5]. В-четвертых, продемонстрированы первые успехи в улучшении трибологических свойств (коэффициент трения полиимида с углеродными нанорогами $<0,25$) и термической стабильности (полилактид с 7% (по массе) графеновых нанолистов (GNS)) композитов, полученных методом ИПС [6].

Однако, несмотря на эти достижения, обзор [3] имел ряд ограничений, обусловленных как хронологическими рамками, так и акцентами. Во-первых, основное внимание уделено демонстрации принципиальной возможности ИПС для полимеров и сравнению с традиционными методами, а не систематизации композитов по функциональному признаку. Во-вторых, практически во всех представленных работах полимер рассматривается как матрица, тогда как результаты исследований, опубликованные в 2021–2026 гг., показали, что ИПС успешно применяется для систем, где полимер выступает в качестве связующего для керамики, адгезионного слоя или даже наполнителя в металлическом стекле (MG). В-третьих, за рамками обзора остались новые рекордные достижения в области водной трибологии (коэффициент трения композита PEEK/ MoS_2 $<0,05$), теплопроводности ($360\text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ для композита графит/ Cr_3C_2 /углеродное волокно) и биосовместимости (композит на основе UHMWPE с Sr/Zn-легированным кальций-полифосфатом (CPP)). В-четвертых, в обзоре [3] отсутствовал детальный анализ кинетики уплотнения и влияния давления как конкурирующего фактора (улучшение контакта и ограничение подвижности цепей). Наконец, требует актуального освещения активное расширение областей применения новых композитов.

Таким образом, целью данного обзора являются систематизация и критический анализ публикаций за период 2020–2026 гг., посвященных ИПС полимер-композитных материалов. В данной работе акцент сделан на следующих особенностях:

- классификация композитов по функции полимера (матрица, связующее, наполнитель), что позволяет структурировать разнородные данные и выявить общие закономерности;
- сравнительный анализ функциональных свойств (трибологических, теплофизических, механических, биологических) с акцентом на рекордные достижения и связь с параметрами ИПС;
- механизмы спекания с рассмотрением влияния температуры (частичное плавление и залечивание), двойственного воздействия давления, а также адгезионных слоев и совместимости фаз;
- новые прикладные направления, не рассмотренные ранее (водная граничная смазка, биосовместимые имплантаты, лунное строительство, гибридные соединения «полимер–металл»).

В табл. 1 представлена краткая классификация рассмотренных в обзоре композитов в зависимости от функции полимера.

Таблица 1

Классификация композитов, полученных методом ИПС, по функции полимера

Функция полимера	Система	Добавки/наполнители	Основные результаты	Источник литературы
Матрица	PTFE	–	Оптимальный уровень механических свойств при давлении 5 МПа	[7]
	PEKK с соотношением изомеров T/I 60/40 и 80/20	–	Влияние соотношения изомеров T/I на кристаллизацию и свойства	[8]
	PEEK	MoS ₂ (0,25 % (по массе))	Коэффициент трения 0,042, снижение износа на 94 %	[9]
	UHMWPE	PTFE@PS@Al(OH) ₃ («ядро–оболочка», 15 % (по массе))	Снижение коэффициента трения на 40 %, увеличение прочности при сжатии в 2,4 раза	[10]
	UHMWPE	Sr/Zn–CPP/GNS (10 % (по массе))	Повышение твердости на 22 %, ударной вязкости – на 28 %, стимуляция остеобластов	[11]
	PEKK	Графен (3,8–5,0 % (по массе))	Электропроводность ~0,015 См/см	[12, 13]
Связующее	UHMWPE	B ₄ C (до 75 % (объемн.))	Относительная плотность 99,5 %	[14]
	XG	Реголит LHS-1 (5 % (по массе) XG)	Прочность при сжатии 4,7 МПа, снижение после термоциклирования	[15]
Наполнитель	Zr–MG	PTFE (30–70 % (по массе))	Теплопроводность композита выше, чем у PTFE в 5–6 раз	[16]
Гибридное соединение	PEKK	Магнийевый сплав AZ31 + PDA	Прочность при сдвиге до 36,1 МПа	[17]

Примечание. PTFE (polytetrafluoroethylene) – политетрафторэтилен; PEEK (polyetheretherketone) – полиэфирэфиркетон; UHMWPE (ultra-high molecular weight polyethylene) – сверхвысокомолекулярный полиэтилен; PEKK (polyetherketoneketone) – полиэфиркетонкетон; XG (Xanthan Gum) – ксантановая камедь; MG (metallic glass) – металлическое стекло; PS (polystyrene) – полистирол; CPP (calcium polyphosphate) – кальций-полифосфат; GNS (graphene nanosheets) – графеновые нанолиты; PDA (polydopamine) – полидофамин; T/I (terephthaloyl/isophthaloyl) – терефталойл/изофталойл.

Как следует из данных табл. 1, рассмотренные композиты охватывают широкий спектр систем – от классических полимерных матриц до гибридных соединений и жидкофазного спекания без участия полимера. Данная классификация служит основой для последующего анализа функциональных свойств и механизмов спекания.

Данный обзор призван помочь исследователям, инженерам и технологам лучше понять современные возможности метода ИПС для полимерных композитов и определить перспективные направления для будущих исследований.

Свойства полимеров и полимерных композитов после ИПС

Трибологические свойства

Как указано в табл. 1, композит PEEK/MoS₂ относится к классу «полимер как матрица» и демонстрирует рекордные трибологические характеристики. В работе [9] исследовали композиты на основе PEEK с добавлением дисульфида молибдена в количестве от 0,125 до 2 % (по массе). Выбор MoS₂ обусловлен его слоистой структурой и низкой прочностью при сдвиге, что делает его эффективной твердой смазкой. Композиты получали смешиванием порошков в шаровой мельнице в течение 24 ч с последующим ИПС при температуре 390 °С и давлении 1 МПа в течение 10 мин. При содержании 0,25 % (по массе) MoS₂ коэффициент трения снизился на 68 % – с 0,13 (для исходного PEEK) до 0,042. Скорость износа уменьшилась на 94 % (рис. 1, а–в). Это первый случай достижения коэффициента трения <0,05 для PEEK в условиях водной граничной смазки (давление 50 МПа, скорость 100 мм/с, параметр смазки $n = 11$). Авторы объясняют эффект конкурентным механизмом, где при небольших концентрациях MoS₂ формирует на поверхности трения трансферную пленку с низкой прочностью при сдвиге (рис. 1, з), тогда как при увеличении содержания до 2 % (по массе) частицы агломерируются и сами становятся источником абразивного износа (рис. 1, д). Сравнение с коммерческими материалами PEEK/углеродное волокно и Thordon показало, что композит PEEK/MoS₂ (0,25 % (по массе)) имеет наименьшие коэффициент трения и скорость износа.

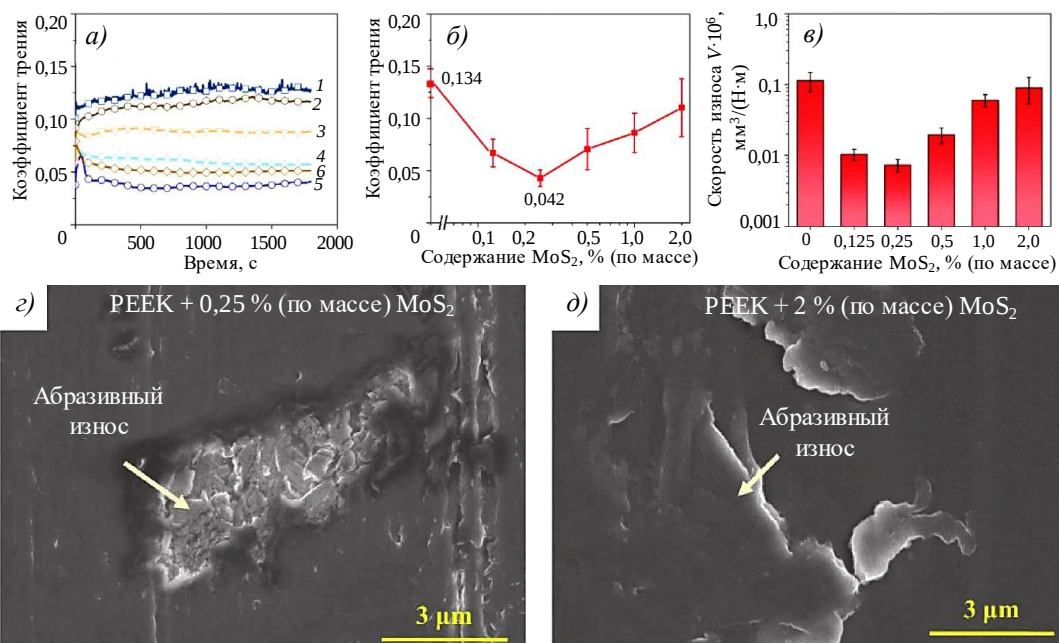


Рис. 1. Трибологические характеристики (а–в) и морфология поверхности износа (з, д) композита PEEK/MoS₂, полученного методом ИПС, в условиях водной граничной смазки. На позиции а представлены данные для PEEK исходного (1) и с добавлением 2 (2), 1 (3), 0,5 (4), 0,25 (5) и 0,125 % (по массе) (6) MoS₂ [9]

Альтернативный подход к трибологической модификации предложили авторы работы [10], использовавшие частицы типа «ядро–оболочка» для модификации UHMWPE. Ключевая идея заключалась в объединении в одной частице двух функций – органическое ядро из PTFE работает как твердая смазка, а неорганическая оболочка из гидроксида алюминия $\text{Al}(\text{OH})_3$ – в качестве упрочнителя. Изображение такой частицы, полученное методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), представлено на рис. 2, а. Частицы получали многостадийным синтезом через эмульсионную сополимеризацию PTFE со стиролом (промежуточный слой), затем осаждением $\text{Al}(\text{OH})_3$ из раствора сульфата алюминия и бикарбоната натрия. Проблема заключается в том, что полярная оболочка из $\text{Al}(\text{OH})_3$ (контактный угол $57,5^\circ$) плохо совместима с неполярной матрицей UHMWPE, что приводит к агломерации частиц (рис. 2, б). Решение найдено в силановой обработке поверхности винилтриметоксисиланом (vinyltrimethoxysilane (VTMS)), которая снижает поверхностную полярность (контактный угол возрастает до $109,2^\circ$) и улучшает дисперсию (рис. 2, в). При оптимальном содержании частиц (15 % (по массе)) коэффициент трения снижается с 0,14 до 0,09 (на 36 %) (рис. 2, з и д), скорость износа – с $1,54 \cdot 10^{-5}$ до $1,07 \cdot 10^{-5}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ (на 30 %), а прочность при сжатии возрастает с 8 до 22 МПа (в 2,75 раза). При увеличении содержания модифицированных частиц до 20 % (по массе) свойства ухудшаются из-за агломерации. Важно отметить, что силановая обработка особенно эффективна при высоких концентрациях наполнителя: при 20 % (по массе) скорость износа снижается с $1,81 \cdot 10^{-5}$ до $1,12 \cdot 10^{-5}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$.

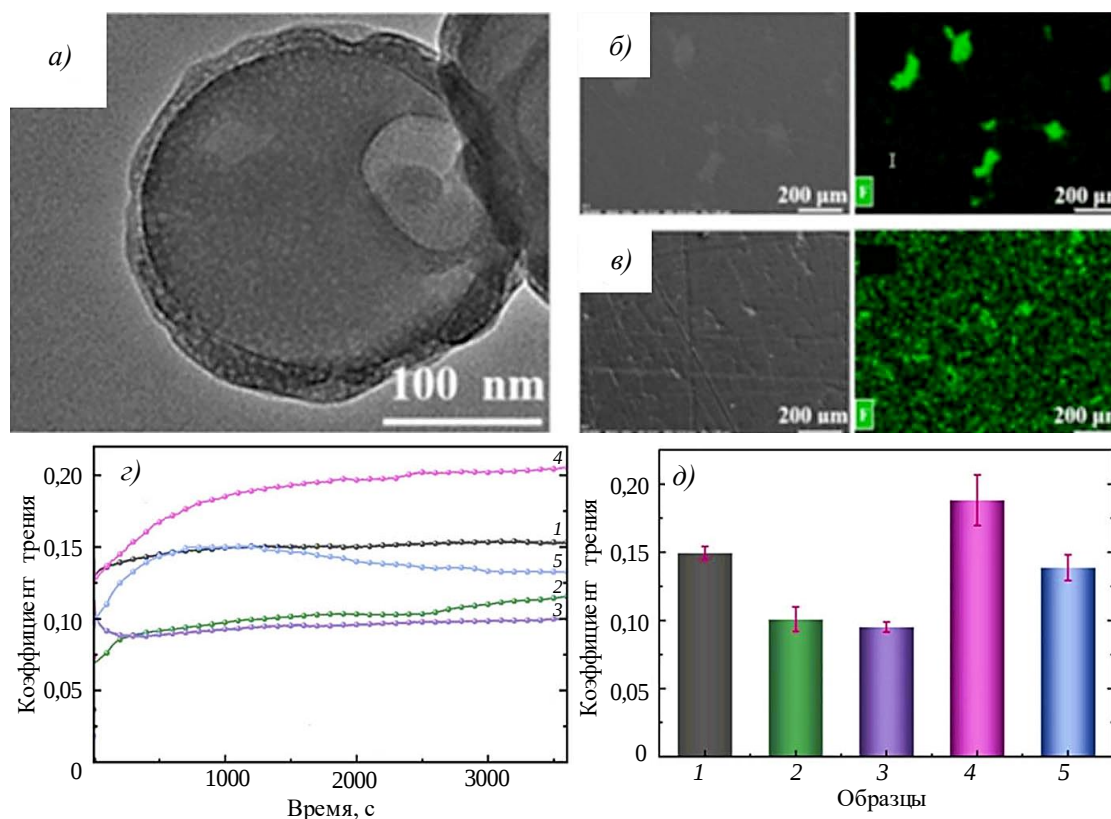


Рис. 2. СЭМ-изображения частицы типа «ядро–оболочка» (а); композита на основе UHMWPE с содержанием 20 % (по массе) $\text{PTFE@PS@Al}(\text{OH})_3$ до (б) и после (в) дополнительной обработки VTMS, включая карты энергодисперсионной спектроскопии; коэффициент трения (з, д) композитных материалов на основе UHMWPE исходного (1) и с содержанием 15 (2, 3) и 20 % (по массе) (4, 5) $\text{PTFE@PS@Al}(\text{OH})_3$ до (2, 4) и после (3, 5) обработки VTMS [10]

Механизм смазки включает разрушение оболочки частиц при трении, высвобождение PTFE и формирование трансферной пленки на поверхности контртела, что подтверждается наличием фтора на стальном шарике после испытаний (рис. 2, в). Аналогичный подход к формированию функциональных слоев на границе раздела, но уже для улучшения адгезии в гетерогенных системах будет рассмотрен далее на примере силановой обработки и полидоаминовых покрытий.

Сравнение трибологических характеристик композитов, полученных методом ИПС, с коммерческими аналогами показывает их преимущество. Авторы работы [9] сравнили композит PEEK/MoS₂ (0,25 % (по массе)) с композитом PEEK/углеродное волокно (30 % (по массе)) и коммерческим материалом для водосмазываемых подшипников Thordon. В одинаковых условиях (нагрузка 5 Н, скорость 100 мм/с, наличие воды) коэффициент трения композита PEEK/MoS₂ составил 0,042, тогда как для композита PEEK/углеродное волокно и материала Thordon показатель достиг ~0,10 и ~0,12 соответственно. Скорость износа композита PEEK/MoS₂ также оказалась наименьшей. Это открывает перспективы использования ИПС-композитов в морском машиностроении. Традиционные материалы для водосмазываемых подшипников либо имеют высокое значение коэффициента трения, либо недостаточно износостойки. Разработанный композит PEEK/MoS₂ устраняет оба этих недостатка.

Биологическая совместимость

Одной из ключевых проблем современной ортопедии является асептическое расшатывание эндопротезов, вызванное частицами износа UHMWPE. Эти частицы подавляют активность остеобластов (клеток, ответственных за формирование костной ткани) и стимулируют остеокластогенез (образование клеток, разрушающих кость), что приводит к резорбции костной ткани вокруг имплантата и его последующему расшатыванию. Система UHMWPE/Sr/Zn–CPP/GNS (табл. 1) представляет собой пример функционализации полимерной матрицы биоактивным наполнителем. Авторы работы [11] предложили решение этой проблемы путем введения в матрицу UHMWPE такого биоактивного наполнителя, как Sr/Zn-легированный CPP в комбинации с GNS.

Выбор стронция и цинка не случаен. Стронций стимулирует костеобразование и подавляет активность остеокластов, а цинк усиливает экспрессию генов, связанных с формированием костной ткани, включая остеопротегерин (osteoprotegerin (OPG)) и лиганд рецептора-активатора ядерного фактора κB (receptor activator of nuclear factor κB ligand (RANKL)). Предполагалось, что совместное введение Sr и Zn обеспечит синергетический эффект, превосходящий действие каждого элемента по отдельности, что впоследствии подтверждено экспериментально. Для усиления механических свойств наполнителя и улучшения его совместимости с полимерной матрицей добавляли GNS.

Исследование механических свойств показало, что оптимальное содержание наполнителя составляет 10 % (по массе). При этой концентрации твердость по Шору возрастает с 70,7 (исходный UHMWPE) до 89,8 HA (на 27 %), ударная вязкость по Шарпи – с 231,7 до 297,3 кДж/м² (на 28 %). Анализ поперечного скола с использованием СЭМ подтвердил, что при концентрации 10 % (по массе) наполнитель равномерно распределен в матрице, а структура композита становится «рыхлой хлопкоподобной», что способствует рассеянию энергии удара. Введение GNS в состав наполнителя привело к формированию более рыхлой структуры по сравнению с исходным композитом, что объясняет более высокую ударную вязкость.

Ключевым результатом работы является доказательство биоактивности полученного композита. Исследования *in vitro* на клеточной линии остеобластов MC3T3-E1 показали, что частицы износа композита (содержание наполнителя 6–10 % (по массе)) не проявляют цитотоксичности и стимулируют пролиферацию клеток. Анализ

секреции OPG и RANKL (рис. 3, а) через 48 ч культивирования показал, что с увеличением содержания наполнителя концентрация OPG (подавляющего остеокласты) возрастает, а концентрация RANKL (активирующего остеокласты) снижается. Отношение OPG/RANKL, которое является ключевым маркером баланса между костеобразованием и костерезорбцией, возрастает с 8 (исходный UHMWPE) до 12 (композит с 10 % (по массе) наполнителя). Calcein/PI-окрашивание (Live/Dead) подтвердило высокую жизнеспособность клеток на всех образцах (рис. 3, б–ж).

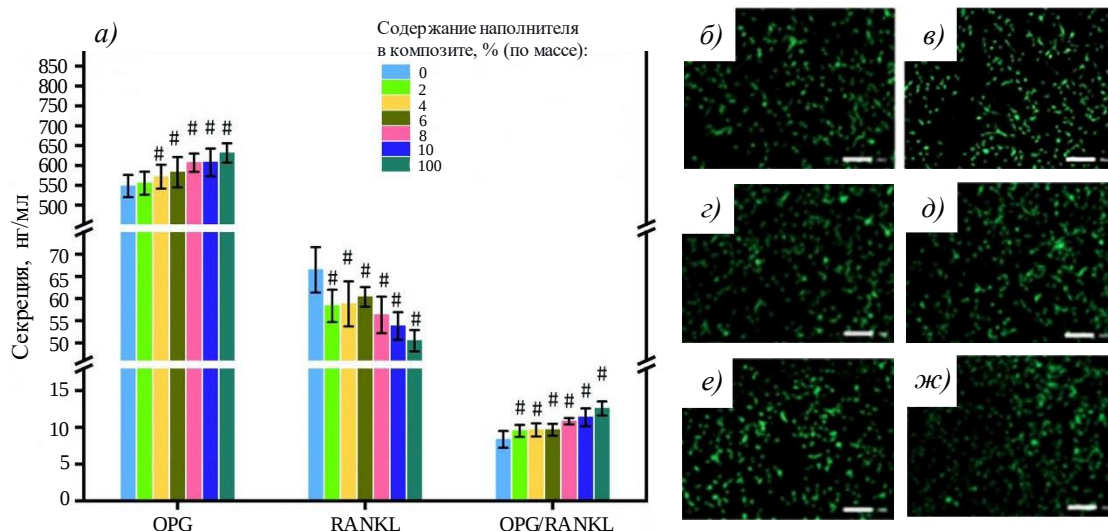


Рис. 3. Влияние различных частиц износа композита UHMWPE/Zn/Sr-CPP/GNS с различным содержанием наполнителя на секрецию OPG и RANKL клетками MC3T3-E1 через 48 ч культивирования, а также на отношение OPG/RANKL ($n = 3$, # – статистически значимое отличие по сравнению с группой без наполнителя, $p < 0,05$) (а). Распределение клеток на поверхности композитов без наполнителя (б) и с добавлением 5 (в), 10 (г), 15 (д), 20 (е) и 30 % (по массе) (ж) Sr/Zn-CPP/GNS [11]

Электропроводность

Создание электропроводящих полимерных композитов является актуальной задачей для таких областей, как антистатические покрытия, электромагнитное экранирование, химические сенсоры и термочувствительные материалы. Ключевая проблема заключается в том, что традиционные методы переработки (экструзия, литье под давлением) требуют полного расплава полимера при высоких температурах, что приводит к агломерации и термической деградации углеродных наполнителей, таких как графен. Как показано в табл. 1, композиты РЕКК/графен относятся к классу «полимер как матрица» с функциональным наполнителем. Авторы работ [12, 13] использовали ИПС для получения электропроводящих композитов на основе РЕКК с добавлением графена. Выбор РЕКК обусловлен высоким уровнем механических свойств, термостойкостью (температура плавления 295–320 °C) и химической стойкостью, что делает его привлекательным для применения в коррозионно-активных средах. Графен получали восстановлением оксида графита, его содержание в композите варьировали от 0 до 5 % (по массе). Для предотвращения агломерации графена использовали метод *in situ* полимеризации, который обеспечил равномерное распределение чешуйчатого графена в матрице РЕКК без видимой агломерации уже на стадии синтеза порошка.

Оптимизацию параметров ИПС проводили методом ортогонального анализа. Исследовали влияние пяти факторов: давление прессования (6–14 МПа), продолжительность предварительной и основной выдержки (1–9 мин), скорость нагрева (40–60 °C/мин)

и охлаждения (5–25 °С/мин). Анализ показал, что наиболее значимым фактором, влияющим на электропроводность, является температура спекания. Оптимальные параметры: давление 10 МПа, предварительная выдержка 5 мин, скорость нагрева 50 °С/мин, скорость охлаждения 15 °С/мин, основная выдержка 5 мин. Температура спекания установлена на уровне 145 °С, что значительно ниже температуры плавления РЕКК (295–320 °С) и позволяет избежать термической деградации графена.

Применение статистических методов планирования эксперимента, таких как метод Тагучи, становится все более распространенным для оптимизации многопараметрических процессов ИПС. В обзоре [18] подробно рассмотрены принципы и примеры использования метода Тагучи для нахождения оптимальных сочетаний температуры, давления, продолжительности и скорости нагрева при спекании широкого круга материалов. В частности, экспериментальные данные в этой работе относятся к керамическим композитам $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$, сама методология полностью применима к полимерным системам. В работах [12, 13] для композита РЕКК/графен с помощью ортогонального анализа установлено, что температура спекания влияет на электропроводность.

При содержании 3,8 % (по массе) графена электропроводность полученных стержней составила $\sim(0,0135\text{--}0,0145)$ См/см (рис. 4, а). При увеличении содержания графена до 5 % (по массе) электропроводность возросла до 0,164 См/см. Микрофотографии морфологии поверхности образцов исходного РЕКК и композита РЕКК/графен представлены на рис. 4, б и в. В работе [13] представлены результаты СЭМ-анализа поперечного излома электродных стержней. Показано, что чешуйчатый графен равномерно распределен в матрице РЕКК, частицы графена плотно прилегают к матрице и перекрывают друг друга, образуя проводящие цепи. Важно отметить, что в исследованных образцах не наблюдали ни агломерации, ни карбонизации графена, что подтверждает мягкие условия спекания. Для сравнения: образцы, полученные горячим прессованием при 370 °С (выше температуры плавления РЕКК), демонстрировали карбонизацию в центральной части и неравномерное распределение наполнителя.

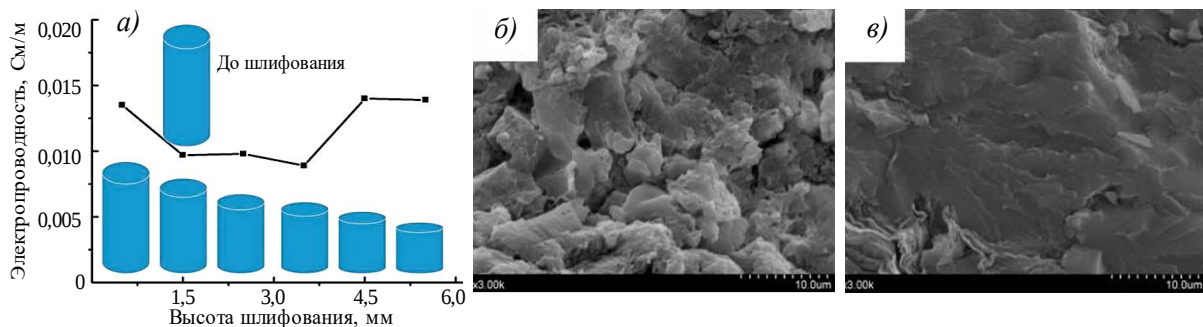


Рис. 4. Электропроводность композита РЕКК/графен, полученного методом ИПС, с содержанием 3,8 % (по массе) графена (а); микроструктуры исходного РЕКК (б) и композита РЕКК/графен (в) [12]

Таким образом, метод ИПС позволяет получать электропроводящие композиты РЕКК/графен с порогом перколяции при содержании $\sim(3,8\text{--}5)$ % (по массе) графена и электропроводностью до 0,164 См/см. Низкая температура спекания (145 °С) сохраняет структуру графена и предотвращает его деградацию, а использование *in situ* полимеризации обеспечивает равномерное распределение наполнителя. Эти материалы могут найти применение в качестве электродов в коррозионно-активных средах, где традиционные металлы не работают.

Механические свойства

Исследования механических свойств полимерных композитов, полученных методом ИПС, охватывают следующий спектр материалов – от чистых полимеров до сложных многокомпонентных систем. В работе [7] представлены фундаментальные закономерности спекания PTFE, в работе [8] – РЕКК с различным соотношением изомеров.

Исследовано влияние давления спекания на механические свойства PTFE, который крайне сложно перерабатывать традиционными методами (экструзия, литье под давлением) из-за высокой вязкости расплава (10^{11} Пз при 380 °С). Авторы использовали ИПС при температуре 380 °С (превышающей температуру плавления 327 °С) с варьированием давления уплотнения от 5 до 30 МПа. Все остальные параметры (скорость нагрева 100 °С/мин, продолжительность выдержки 1 мин, ток ~2 кА, напряжение 2 В) оставались постоянными. Полученные образцы исследовали методом одноосного растяжения при комнатной температуре.

В качестве ключевого результата исследователи показали, что зависимость механических свойств от давления имеет немонотонный характер (рис. 5). Наилучшие механические характеристики (высокая пластичность, наибольшее удлинение при разрыве, минимальная хрупкость) достигнуты при минимальном давлении 5 МПа. При увеличении давления до 15–30 МПа наблюдаются снижение прочности при разрыве и увеличение хрупкости. Авторы объясняют это ограничением подвижности полимерных цепей при высоком давлении – чем выше давление, тем сильнее подавляется способность макромолекул к репационному движению и взаимодиффузии через границы частиц. Анализ кривых «напряжение–деформация» с использованием моделей Hollomon и Haward–Thackray показал, что показатель упрочнения n снижается с 0,279 (при 5 МПа) до 0,225 (при 30 МПа), что подтверждает ухудшение деформационного упрочнения с повышением давления. Хрупкость B , рассчитанная по модели Brostow, минимальна при 5 МПа ($3,44 \cdot 10^{-10}$ Па) и возрастает при 15–30 МПа. Эти результаты показывают, что увеличение давления при спекании не только не улучшает свойства PTFE, но и ухудшает их.

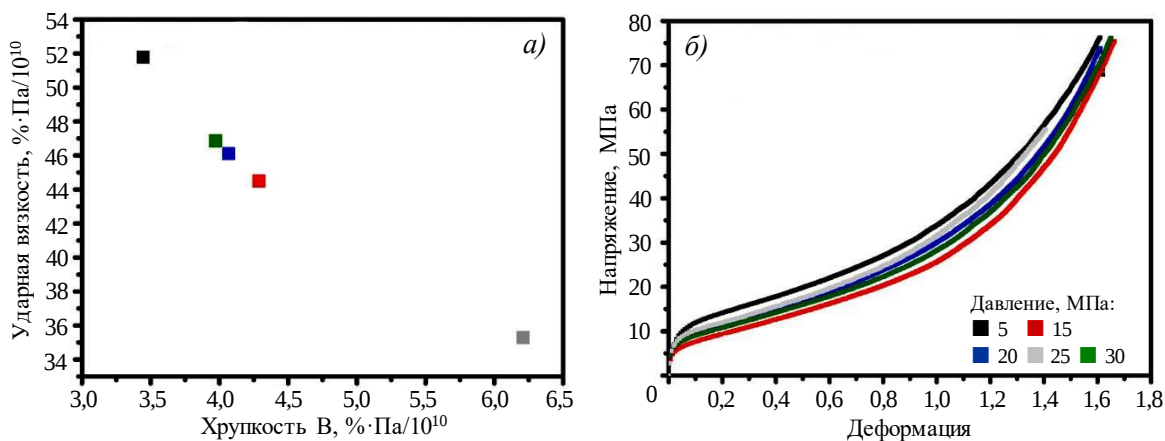


Рис. 5. Ударная вязкость и хрупкость B (а), истинные кривые «напряжение–деформация» (б) полимер-композитных образцов, спекенных при разном давлении [7]

Авторы работ [8, 17] провели систематическое исследование влияния соотношения изомеров терефталоида (Т) и изофталоида (І) на спекаемость и механические свойства РЕКК. Используются две коммерческие марки: РЕКК 60/40 и РЕКК 80/20 (медленная и быстрая кристаллизация соответственно). Методом дифференциальной сканирующей калориметрии показано, что РЕКК 60/40 при охлаждении со скоростью 2 °С/мин дает

четкий пик кристаллизации при 264 °С, тогда как РЕКК 80/20 кристаллизуется даже при скорости 10 °С/мин, достигая кристалличности 39 % (температура кристаллизации 315 °С). Температура плавления РЕКК 60/40 и РЕКК 80/20 составляет 304 и 364 °С соответственно. Спекание проводили в интервале температур 200–290 °С для РЕКК 60/40 и 220–350 °С для РЕКК 80/20, при давлениях 18, 40 и 80 МПа. Всего спечено 27 образцов РЕКК 60/40 и 9 образцов РЕКК 80/20.

Оптимальные свойства для РЕКК 60/40 достигнуты при давлении 18 МПа и температуре 290 °С (на 14 °С меньше температуры плавления): модуль упругости 4,45 ГПа, прочность при сжатии 149 МПа, прочность при изгибе 144 МПа. Увеличение давления до 80 МПа при той же температуре снижает прочность при изгибе до 85 МПа. Оптимальными параметрами для РЕКК 80/20 являются давление 18 МПа и температура 350 °С (на 14 °С меньше температуры плавления), при которых достигнуты следующие показатели: модуль упругости 5,24 ГПа, прочность при сжатии 182 МПа, прочность при изгибе 118 МПа (рис. 6). При этом образцы РЕКК 80/20 более хрупки: удлинение при изгибе составляет 2,8 % против 3,9 % для РЕКК 60/40.

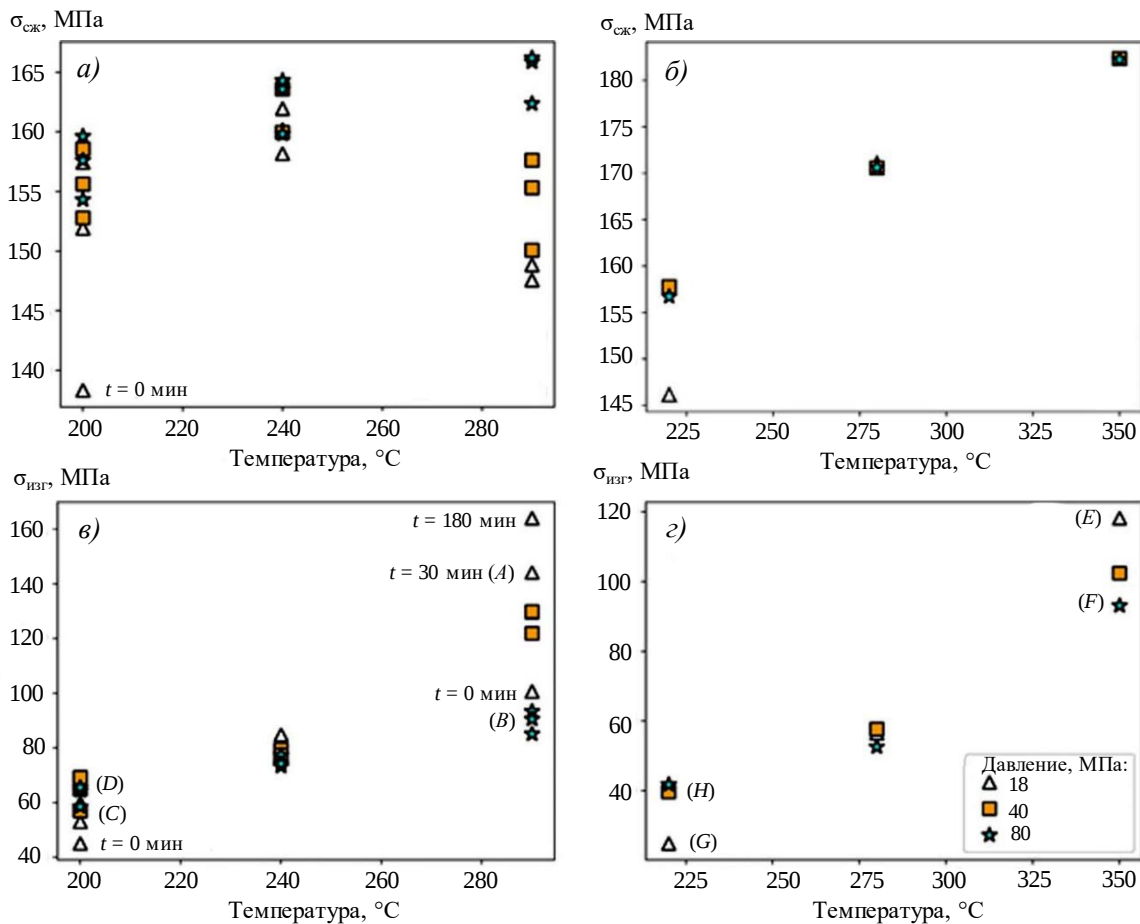


Рис. 6. Прочность при сжатии (а, б) и изгибе (в, г) в зависимости от температуры спекания для РЕКК с соотношением изомеров Т/И 60/40 (а, в) и 80/20 (б, г): А, В – показатели образцов, спеченных при фиксированных контрольных условиях с продолжительностью выдержки 30 и 0 мин соответственно; С, D – средний уровень показателя для полимера, полученного прямым горячим прессованием; Е, F – теоретические значения прочности для РЕКК 60/40 и РЕКК 80/20 соответственно; G, H – прочностные характеристики неотожженных (аморфных) заготовок полимера или образцов, изготовленных традиционным методом экструзии/литья при комнатной температуре соответственно; t – продолжительность выдержки [8]

Фрактографический анализ поверхностей излома (рис. 7) выявил четкую корреляцию между условиями спекания и морфологией разрушения. Для РЕКК 60/40, спеченного при 290 °С и 18 МПа, на поверхности излома наблюдаются длинные фибриллы высокой плотности, границы исходных частиц неразличимы. Это свидетельствует о хорошей межчастичной диффузии и залечивании. При увеличении давления до 80 МПа фибриллы становятся короче, их плотность и прочность при изгибе снижаются. При низкой температуре спекания (200 °С) излом проходит по границам частиц, индивидуальные частицы полимера отчетливо видны, фибриллы отсутствуют.

Дисперсионный анализ (Analysis of Variance (ANOVA)) показал, что значимое влияние на свойства РЕКК 60/40 оказывают и температура, и давление, тогда как для РЕКК 80/20 значимо только влияние температуры (давление в интервале 18–80 МПа статистически незначимо). Это объясняется быстрой кристаллизацией РЕКК 80/20: кристаллическая структура формируется в процессе нагрева до того, как частицы успевают сплавиться, и внешнее давление не может компенсировать этот эффект. Для РЕКК 60/40 медленная кристаллизация дает больше времени для диффузии цепей, и давление имеет особое значение для обеспечения плотного контакта между частицами.

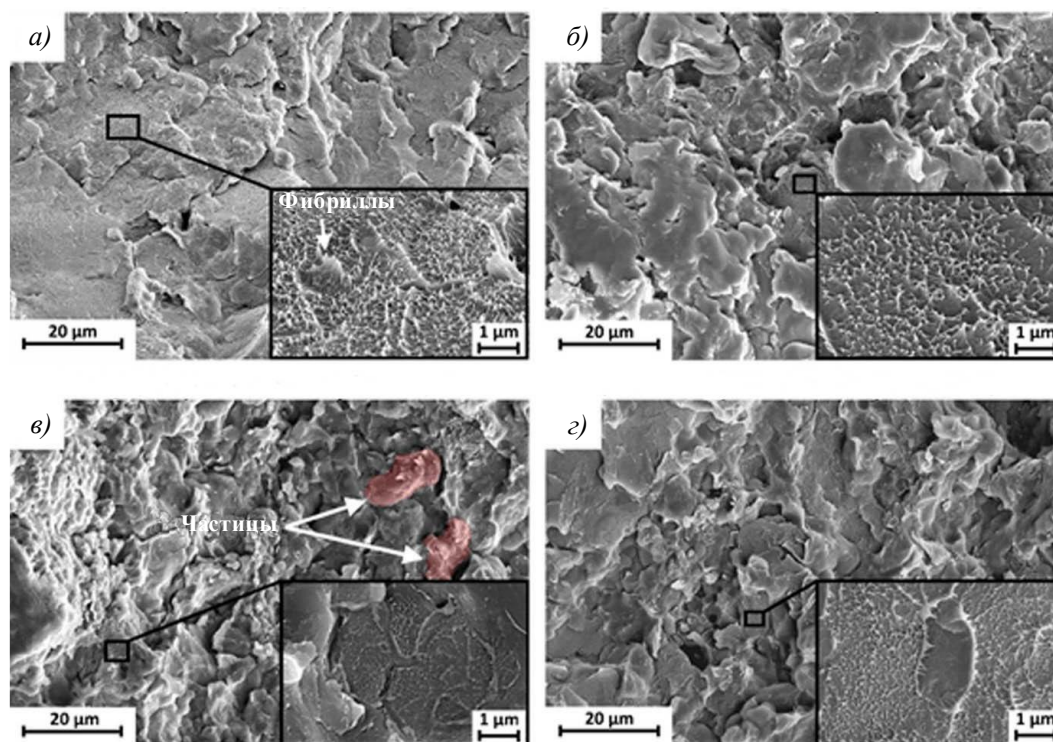


Рис. 7. СЭМ-микрофотографии поверхностей излома после испытаний на изгиб для образцов РЕКК 60/40, спеченных при температуре 290 (а, б) и 200 °С (в, г), давлении 18 (а, в) и 80 МПа (б, г), выдержке 30 мин [8]

Таким образом, исследования механических свойств показывают, что метод ИПС позволяет получить образцы, превосходящие композиты, изготовленные традиционным методом, по плотности и прочности, но уступающие им по пластичности. Ключевыми параметрами являются температура (должна быть близка к температуре плавления для обеспечения залечивания) и давление (при низких температурах высокое давление улучшает контакт, но при высоких температурах ограничивает подвижность цепей). Для сополимеров типа РЕКК особое значение имеет соотношение изомеров, определяющее кинетику кристаллизации и, как следствие, спекаемость материала.

Теплофизические свойства

Создание композитов с контролируемой теплопроводностью является актуальной задачей для диэлектрических и термоизоляционных материалов. Пример композита с обратной структурой, где полимер выступает наполнителем в металлической матрице, представлен в табл. 1 системой Zr–MG/PTFE. Авторы работы [16] исследовали возможность регулирования теплопроводности путем введения PTFE в матрицу MG ($\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{17,5}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{7,5}$). Материал MG обладает высокой теплопроводностью (2,41–4,10 Вт/(м·К) в диапазоне температур 25–300 °С), но является хрупким. Полимер PTFE, напротив, имеет низкую теплопроводность (0,09–0,10 Вт/(м·К)), но обладает пластичностью и химической инертностью. Композиты с разным соотношением компонентов MG/PTFE (30/70, 50/50 и 70/30) получили смешиванием порошков в планетарной мельнице с последующим ИПС при температуре 400 °С, давлении 50 МПа и времени выдержки 4 ч. Температура спекания выбрана в области сверхохлажденного расплава MG (между температурами стеклования (374 °С) и кристаллизации (461 °С)) и выше температуры плавления PTFE (341 °С).

В результате показано, что теплопроводность композитов закономерно снижается с увеличением содержания PTFE (рис. 8). Теплопроводность композита с соотношением MG/PTFE 70/30 составляет 0,54–0,68 Вт/(м·К) в диапазоне температур 25–300 °С, что в 5–6 раз больше, чем у исходного PTFE, но на порядок меньше, чем у исходного MG. Композит с соотношением MG/PTFE 30/70 имеет теплопроводность 0,15–0,17 Вт/(м·К), что лишь в 1,5–1,7 раза больше показателя PTFE.

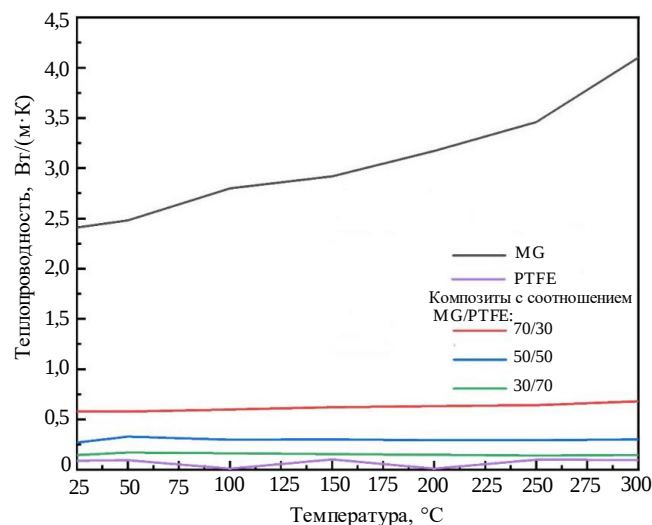


Рис. 8. Теплопроводность композитов на основе MG с добавлением PTFE в зависимости от температуры и соотношения MG/PTFE [16]

Важно отметить, что рентгенофазовый анализ выявил различное фазовое состояние образцов. В исходном MG после ИПС формируются интерметаллидные фазы Zr_2Cu и Zr_2Ni в количестве ~30 %, тогда как в композитах эти фазы практически отсутствуют (<5 % нанокристаллического Zr_2Cu). Это означает, что присутствие PTFE ингибирует кристаллизацию MG, что может быть полезно для сохранения аморфной структуры. Однако СЭМ-анализ показал недостаточную адгезию между фазами (наличие крупных частиц, пор), что указывает на необходимость использования силановых аппретов для улучшения совместимости полимера с MG. Динамический механический анализ показал, что модуль накопления композита с соотношением MG/PTFE 70/30 больше, чем

при соотношениях 50/50 и 30/70, что коррелирует с содержанием MG. Наблюдаются α -релаксационный пик в области 130–145 °С, соответствующий переходу PTFE, и пик в области 350 °С, соответствующий плавлению полимера.

Таким образом, метод ИПС позволяет создавать композиты MG/PTFE с контролируемой теплопроводностью в диапазоне 0,15–0,68 Вт/(м·К). Присутствие PTFE ингибирует кристаллизацию, что способствует сохранению аморфной структуры, но требуется улучшение адгезии между фазами.

Устойчивость к экстремальным воздействиям

Одним из наиболее перспективных направлений развития полимер-композитных материалов является их применение в экстремальных условиях – в космическом пространстве и на других планетах. В рамках концепции использования местных ресурсов (In-Situ Resource Utilization) актуальной задачей становится разработка композитов на основе лунного реголита. В таких материалах может использоваться полимерное или керамическое связующее для создания внеземных баз. Как указано в табл. 1, композит на основе ксантановой камеди (XG) и реголита относится к классу «полимер как связующее». В работе [15] авторы сравнили три метода стабилизации реголита (симулятор лунного нагорья LHS-1): ИПС, холодное изостатическое прессование с последующим безнапорным спеканием (ХПС) и введение биополимерного связующего на основе XG. Последний подход представляет прямой интерес для области полимер-композитных материалов, поскольку демонстрирует возможность использования биополимеров в качестве временного или постоянного связующего для реголита. Все образцы подвергали двум термоциклам в диапазоне от –180 до +125 °С, каждый цикл длительностью 28 сут (14 дней нагрев, 14 дней охлаждение), что имитирует экстремальные условия лунной поверхности.

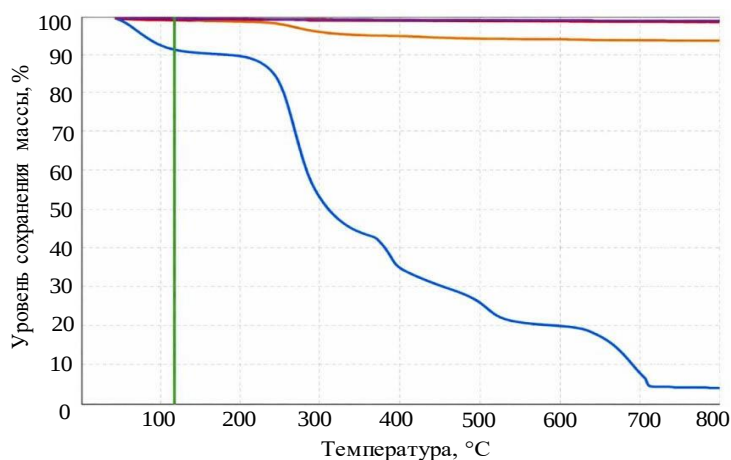


Рис. 9. Термогравиметрические кривые реголита LHS-1 (—), XG (—), композита XG/LHS-1 (—) и образцов, полученных методами ХПС (—) и ИПС (—); максимальная температура лунной поверхности (—) [15]

Термогравиметрический анализ (рис. 9) показал, что реголит LHS-1 термически стабилен до 1000 °С: потеря массы за весь диапазон нагрева составляет всего 0,4 %, что характерно для силикатных материалов. Биополимерное связующее XG демонстрирует многостадийную деградацию: начальная потеря массы ~10 % – при <225 °С (десорбция влаги), затем 55 % – при 310 °С, 80 % – при 555 °С, 95 % – при 700 °С. Полное разложение биополимера происходит при достижении 700 °С. Композит XG/LHS-1 (5 % (по массе) XG) также показывает трехстадийную деградацию, но с существенно меньшей

потерей массы из-за преобладания минеральной фазы: 4,5 % – в интервале 225–325 °С; 5,4 % – при 325–415 °С; 6,0 % – при 415–620 °С. Образцы, полученные методами ХПС и ИПС, демонстрируют незначительную потерю массы (0,5 и 0,42 % соответственно), что объясняется дегазацией адсорбированных на поверхности реголита молекул.

Исследование механических свойств в процессе термоциклирования (рис. 10) показало, что биополимерный композит XG/LHS-1 демонстрирует существенное снижение прочности уже после первого цикла охлаждения. Исходная прочность при сжатии композита XG/LHS-1 составляет 4,7 МПа. После первого нагрева (14 дней при 125 °С) прочность возрастает до 7,6 МПа. Авторы объясняют это термической консолидацией и усадкой биополимерной матрицы, а также улучшением адгезии между биополимером и частицами реголита. Однако после первого охлаждения до –180 °С прочность резко снижается до 2,4 МПа, а после второго цикла стабилизируется на уровне 2,0 МПа. Это означает, что биополимерное связующее практически полностью деградирует и остаточная прочность определяется только механическим сцеплением частиц реголита (за счет сил трения и сцепления).

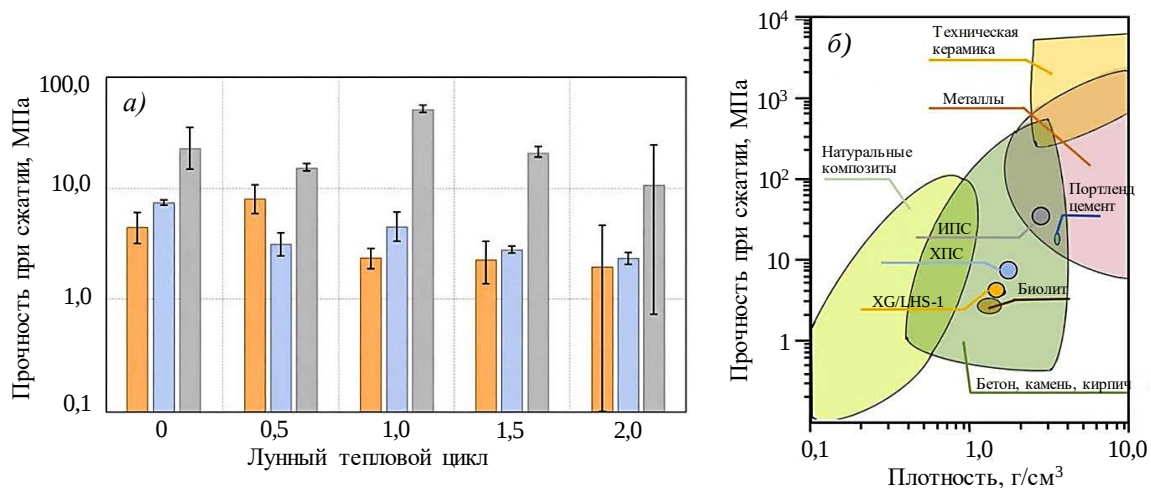


Рис. 10. Прочность при сжатии в процессе термоциклирования (а) биополимерного композита XG/LHS-1 (■) и образцов, полученных методами ХПС (■) и ИПС (■); сравнительная диаграмма Эшби (б) [15]

Для сравнения: прочность образцов, полученных методом ИПС (спекание реголита без связующего), после двух циклов сохраняется на уровне >20 МПа, а для образцов, изготовленных методом ХПС, составляет ~3 МПа. Модуль упругости композита XG/LHS-1 после двух циклов снижается с исходного значения 124 МПа до 50 МПа (на 60 %), тогда как для образцов, изготовленных методами ИПС и ХПС, снижение составляет 37 (с 1592 до ~1000 МПа) и 9 % (с 275 до 250 МПа) соответственно. Плотность ИПС-образцов уменьшается с 2,45 до 2,10 г/см³ (на 14 %), что указывает на образование микротрещин при термоциклировании, но, несмотря на это, ИПС-образцы сохраняют наивысшую несущую способность.

Анализ методом СЭМ показал, что в биополимерном композите XG/LHS-1 микропористость возросла на 6 % (с 38 до 44 %) в процессе термоциклирования, что связано с деградацией биополимерных связок между частицами реголита. В образцах, полученных методами ИПС и ХПС, пористость снижается на 3 % (с 12 до 9 и с 25 до 22 % соответственно), вероятно, за счет термически индуцированной диффузии и уплотнения.

Таким образом, для создания долговременной инфраструктуры на Луне с использованием полимер-композитных материалов наиболее перспективным является

не биополимерное связующее, а реголит без добавок, полученный методом ИПС. Биополимерное связующее ХG обеспечивает лишь временное укрепление: после первого цикла охлаждения прочность снижается более чем вдвое, а к концу второго цикла происходит практически полная деградация биополимера. Это демонстрирует, что применение биополимеров серьезно ограничено термической стабильностью в условиях экстремальных температурных перепадов. Образцы, полученные методом ХПС, занимают промежуточное положение, но также уступают композитам, изготовленным методом ИПС. Результаты следует интерпретировать с учетом относительных тенденций, а не абсолютных значений, учитывая различия геометрических параметров образцов, изготовленных разными методами.

Механизмы спекания и управление свойствами полимер-композитных материалов

Успешная консолидация полимерных порошков методом ИПС определяется сложным взаимодействием трех групп факторов: термические условия (температура, скорость нагрева, продолжительность выдержки), механические условия (величина и характер приложения давления), свойства полимера (молекулярная масса, степень кристалличности, кинетика кристаллизации, наличие функциональных групп). Анализ рассмотренных работ позволяет выделить несколько ключевых механизмов, управляющих процессом спекания.

Влияние температуры: частичное плавление и залечивание дефектов

Температура является наиболее значимым параметром ИПС для всех исследованных полимерных систем. Как показали авторы работы [8], ANOVA-анализ влияния параметров спекания на свойства РЕКК выявил, что температура статистически значима для полимеров с разным соотношением изомеров Т/І ($p < 0,001$), тогда как давление – только для РЕКК 60/40. При этом оптимальная температура спекания для РЕКК 60/40 и РЕКК 80/20 составила 290 и 350 °С соответственно.

Это наблюдение согласуется с теорией залечивания, предложенной в работе [19], и теорией рептации [20]. Согласно этим моделям, для обеспечения межчастичной диффузии полимерных цепей необходимо, чтобы температура была достаточно высокой для размягчения полимера и активации сегментальной подвижности макромолекул, но при этом не приводила к полному расплавлению и потере формы. Оптимальная температура спекания находится в интервале между температурой стеклования и температурой плавления (для кристаллизующихся полимеров) и обычно меньше последней на 10–30 °С.

Подтверждением этого механизма служат результаты фрактографического анализа, представленные на рис. 7. Для РЕКК 60/40, спекенного при 290 °С, на поверхности излома наблюдаются длинные фибриллы высокой плотности, границы исходных частиц неразличимы. Это свидетельствует о хорошей межчастичной диффузии и залечивании дефектов. При снижении температуры до 200 °С излом проходит по границам частиц, фибриллы отсутствуют. Аналогичная, но смещенная в область более высоких температур картина наблюдается для РЕКК 80/20.

Особый случай представляет PTFE, который спекают при температуре 380 °С, т. е. превышающей температуру плавления (327 °С) [7]. Это обусловлено чрезвычайно высокой вязкостью расплава PTFE (10^{11} Пз), которая препятствует его вытеканию из оснастки. Указанная температура обеспечивает полное плавление частиц и их слияние, но при этом давление должно быть минимальным (5 МПа), чтобы не ограничивать подвижность цепей.

Согласно расчетам, представленным в работе [8], для РЕКК 60/40 при 290 °С характерное время рептации составляет $\sim(10-15)$ с, что сопоставимо с продолжительностью выдержки при спекании (5 мин) и объясняет эффективность межчастичной диффузии. Для РЕКК 80/20 при 350 °С это время сокращается до 2–3 с, однако быстрая кристаллизация (<1 мин) ограничивает окно для диффузии. Для РТФЕ, спекаемого при 380 °С, расчетное время рептации составляет <1 с [7], что объясняет высокую спекаемость даже при минимальном давлении.

Двойственное влияние давления

Давление при ИПС оказывает двойственное, а иногда и противоречивое влияние, что подтверждено результатами всех рассмотренных работ. С одной стороны, высокое давление способствует более плотной упаковке частиц, разрушению агломератов и увеличению площади межчастичного контакта. С другой стороны, избыточное давление может ограничивать подвижность полимерных цепей, повышать эффективную температуру стеклования и снижать способность макромолекул к взаимодиффузии. Это двойственное влияние также отмечено в обзоре [21], где на основании работы [22] сделан вывод, что чрезмерное давление в процессе ИПС может приводить к повышению температуры стеклования полимера и, как следствие, подавлять взаимодиффузию цепей на границах частиц, негативно сказываясь на механических свойствах.

Наиболее наглядно этот эффект проявляется в работе [7], что отражено на зависимостях, представленных на рис. 5. Для РТФЕ, спеченного при 380 °С, увеличение давления с 5 до 30 МПа приводит к монотонному снижению показателя упрочнения n (с 0,279 до 0,225) и увеличению хрупкости B . Оптимальные механические свойства достигнуты при минимальном давлении 5 МПа. Авторы объясняют это ограничением рептационного движения макромолекул при высоком давлении.

Для РЕКК 60/40, напротив, при низкой температуре спекания (200 °С) увеличение давления с 18 до 80 МПа повышает прочность при изгибе (с 53 до 64 МПа), поскольку давление компенсирует недостаточную диффузию, обеспечивая более плотный контакт частиц. Однако при высокой температуре (290 °С) увеличение давления до 80 МПа снижает прочность при изгибе с 144 до 85 МПа [8]. Это наглядно демонстрирует двойственное влияние давления: полезно при низких температурах для улучшения контакта, но вредно при высоких температурах из-за ограничения подвижности цепей.

Влияние кинетики кристаллизации на спекаемость

Сравнение РЕКК 60/40 и РЕКК 80/20 [8] показывает, что кинетика кристаллизации является ключевым фактором, определяющим успешность ИПС. Полимер с более высоким содержанием терефталата (РЕКК 80/20) кристаллизуется значительно быстрее: при охлаждении со скоростью 10 °С/мин он достигает кристалличности 39 %, тогда как РЕКК 60/40 остается практически аморфным. Быстрая кристаллизация приводит к тому, что кристаллическая структура формируется в процессе нагрева до того, как частицы успевают сплавиться и обеспечить диффузию цепей через границы. В результате образцы РЕКК 80/20 более хрупкие, как показано на рис. 6, а давление не оказывает статистически значимого влияния на их свойства.

Для полимеров с медленной кристаллизацией (РЕКК 60/40) процесс ИПС успевает завершиться до начала массового образования кристаллитов, что обеспечивает лучшее залечивание границ и более высокую прочность при изгибе. Для полимеров с быстрой кристаллизацией (РЕКК 80/20) требования к контролю температуры более строгие, а достижимые механические свойства ограничены хрупкостью.

Кинетика уплотнения: общие закономерности

Анализ кривых ИПС для различных систем позволяет выявить общие закономерности кинетики уплотнения. На примере композита $V_4C/UHMWPE$ [14] (рис. 11) показано, что основное уплотнение происходит в узком температурном интервале – от 110–140 до 200 °С, причем максимальная скорость уплотнения достигается при 150 °С. При этом продолжительность выдержки при целевой температуре практически не влияет на плотность – уплотнение завершается в процессе нагрева. Это объясняется тем, что расплав UHMWPE имеет очень высокую вязкость и не может перетекать на большие расстояния, его функция заключается лишь в «обертывании» частиц V_4C и заполнении локальных пустот.

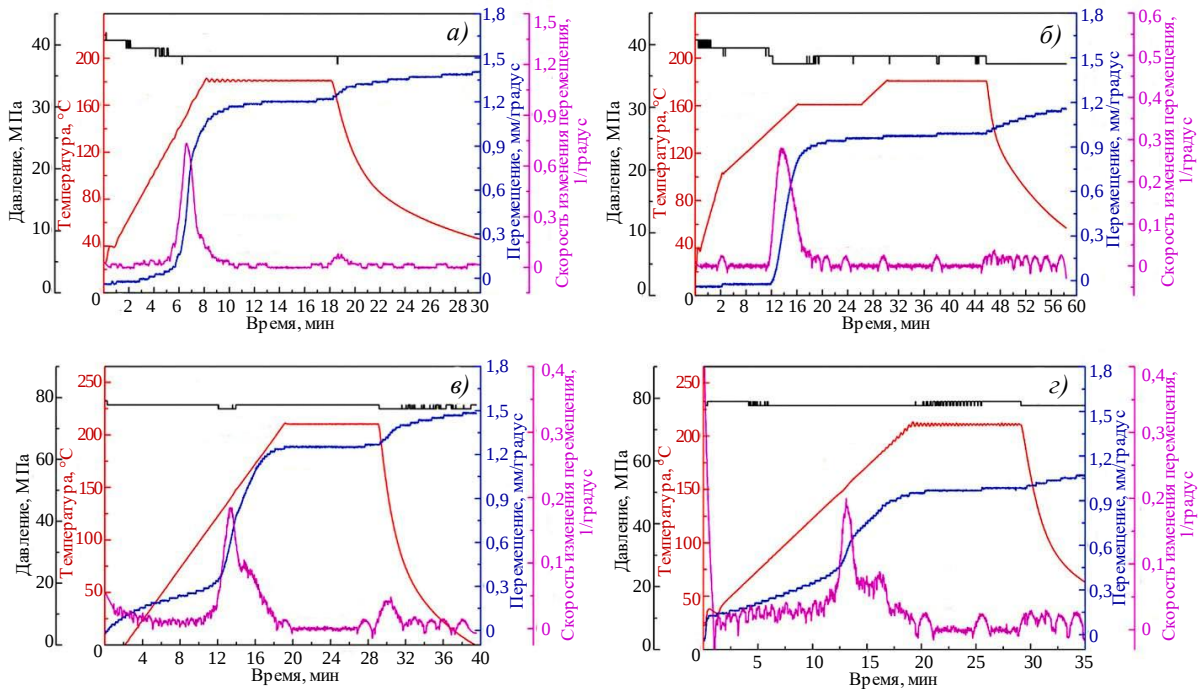


Рис. 11. Изменение давления, температуры и перемещения пуансона во времени при ИПС для образцов композита $V_4C/UHMWPE$, изготовленных при 180 °С, 40 МПа со скоростью охлаждения 20 (а) и 5 °С/мин (б) с горизонтальным смешиванием, а также при 210 °С, 80 МПа, 10 °С/мин с горизонтальным (в) и планетарным (з) смешиванием [14]

Для сравнения: спекание PTFE (вязкость расплава 10^{11} Пз) происходит при температуре, превышающей температуру плавления, его кинетика также характеризуется быстрым уплотнением в течение первых минут с последующей стабилизацией [7]. Различия в кинетике определяются вязкостью расплава полимера: чем выше вязкость, тем меньше влияние продолжительности и тем больше воздействие начальной стадии нагрева.

Влияние адгезионных слоев и совместимости фаз

Для гетерогенных систем («полимер–наполнитель», «полимер–металл») ключевой проблемой является несовместимость фаз, обусловленная различием поверхностной энергии, полярности и химической природы взаимодействующих материалов. Эта несовместимость приводит к двум негативным последствиям: агломерация наполнителя в матрице из-за преобладания межчастичных взаимодействий над взаимодействиями «частица–матрица» и низкая адгезия на границе раздела, что ухудшает механические

свойства композита и может привести к преждевременному разрушению. Метод ИПС, несмотря на преимущества, не решает эту проблему – необходима целенаправленная модификация поверхности.

В рассмотренных работах используются две основные стратегии улучшения совместимости фаз: ковалентная прививка силановых связующих агентов для снижения полярности поверхности наполнителя и формирование адгезионных слоев из PDA для создания химической связи между полимером и металлом.

В табл. 1 представлены две системы, демонстрирующие подходы к улучшению совместимости фаз: UHMWPE с частицами «ядро–оболочка» (силановая обработка) и гибридное соединение РЕКК/Mg (полидофаминовое покрытие). Авторы работы [10] продемонстрировали эффективный подход для системы на основе UHMWPE с частицами «ядро–оболочка» PTFE@PS@Al(OH)₃. Исходные частицы имели гидрофильную поверхность Al(OH)₃ с контактным углом 57,5 градуса, что приводило к их плохой совместимости с гидрофобной матрицей UHMWPE. Разница в поверхностной полярности создавала термодинамический барьер для смачивания, и частицы агломерировались в агрегаты диаметром до 100 мкм, как показано на рис. 2, б. Обработка VTMS кардинально изменила ситуацию: контактный угол возрос до 109,2 градуса, а агломераты исчезли, сменившись равномерным распределением (рис. 2, в). Механизм включает гидролиз силоксановых связей, образование водородных связей с поверхностью Al(OH)₃ и последующую конденсацию с формированием ковалентных связей Si–O–Al. В результате на поверхности частиц формируется слой, ориентированный длинными органическими цепями наружу, что снижает поверхностную полярность и улучшает смачивание полимерной матрицей.

Описанный подход к модификации поверхности частиц демонстрирует ту же логику, что и механизм формирования трансферной пленки в трибологических системах – создание тонкого слоя с низкой энергией поверхности для улучшения взаимодействия между фазами. Однако, в отличие от трибологических систем, где этот слой служит для снижения трения, в данном случае он обеспечивает прочное межфазное соединение.

В работе [17] использовали принципиально иной подход для создания гибридного соединения РЕКК с магниевым сплавом AZ31. Биоинспирированный полимер PDA образуется в результате самополимеризации дофамина в щелочной среде. Уникальность PDA заключается в наличии катехольных и аминных групп, которые обеспечивают универсальную адгезию к металлам (через хелатирование) и полимерам (через ковалентное связывание или сильные межмолекулярные взаимодействия). Двухстадийный процесс включал формирование слоя PDA на абразированной поверхности магния (толщина 1–5 мкм) с последующим спеканием порошка РЕКК при 290 °C и 40 МПа в условиях ИПС. Рамановская спектроскопия (рис. 12, а) подтвердила наличие PDA на границе раздела – характеристические D- и G-полосы (1330 и 1560 см⁻¹), соответствующие неупорядоченной углеродной структуре PDA, идентифицированы на границе, тогда как в объеме РЕКК наблюдали только пики полимера. Фрактографический анализ (рис. 12, б) показал, что разрушение происходит внутри слоя PDA, следы которого обнаружены на обеих поверхностях разрушения. Средняя прочность соединения при сдвиге достигла 24,4 МПа с максимальным значением 36,1 МПа, что превышает паспортное значение для эпоксидного клея 3M DP490 (30,2 МПа) (рис. 12, в).

Оба подхода демонстрируют высокую эффективность, но имеют различную область применения. Силановая обработка оптимальна для диспергирования твердых наполнителей в полимерной матрице (на уровне нано/микрочастиц), тогда как PDA-покрытия предпочтительны для создания макроскопических гибридных соединений

«полимер–металл». Общим для обоих методов является формирование ковалентных или прочных нековалентных связей на границе раздела, что значительно повышает долговечность и надежность композита. Эти результаты открывают путь для создания полимер-композитных материалов с контролируемой морфологией и улучшенными эксплуатационными характеристиками.

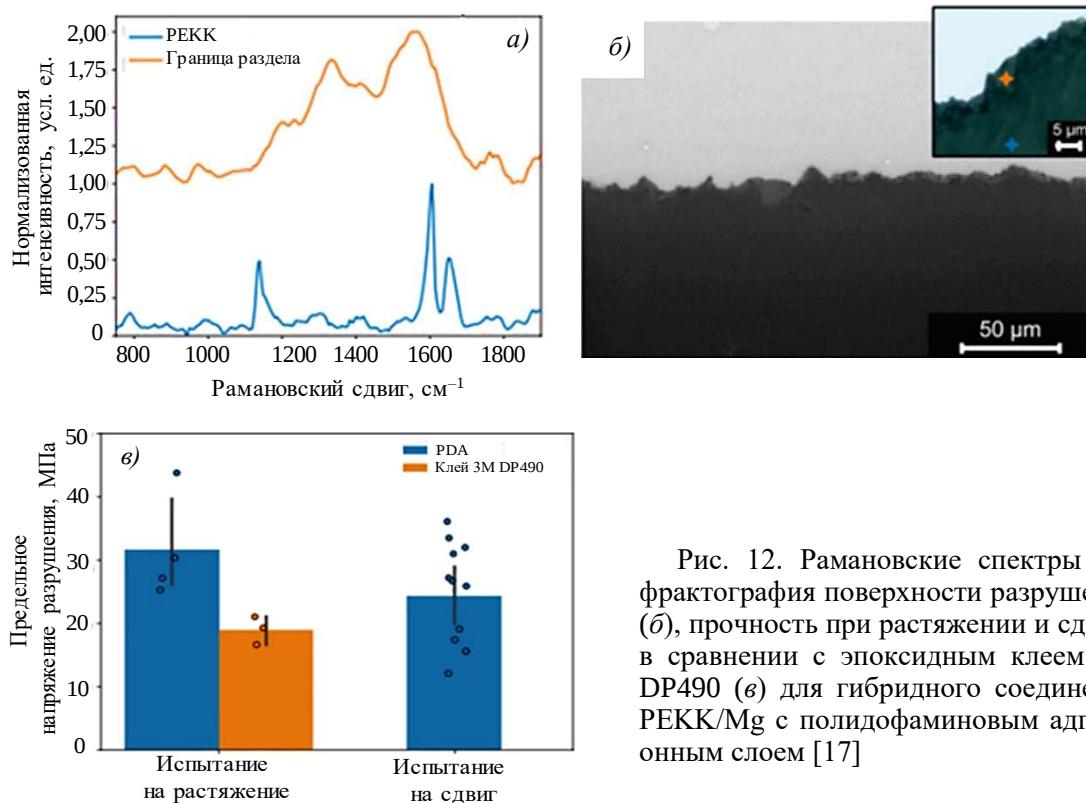


Рис. 12. Рамановские спектры (а), фрактография поверхности разрушения (б), прочность при растяжении и сдвиге в сравнении с эпоксидным клеем 3М DP490 (в) для гибридного соединения РЕКК/Mg с полидофаминовым адгезионным слоем [17]

Сравнение способов смешивания компонентов

Для композитов с высоким содержанием твердого наполнителя (например, В₄С/UHMWPE) способ предварительного смешивания порошков критически влияет на конечную плотность, однородность и механические свойства. Авторы работы [14] провели систематическое сравнение двух методов смешивания (горизонтальное шаровое и планетарное шаровое) и показали, что выбор метода определяет не только морфологию смеси, но и саму возможность достижения высокой плотности при последующем ИПС.

Горизонтальное шаровое смешивание (низкоэнергетический метод) осуществляется при относительно низкой скорости (80–120 об/мин) в течение длительного времени (до 68 ч) с использованием керамических (ZrO₂) шаров и пластиковых контейнеров. Как показано на рис. 13, а–в, полученная таким образом смесь характеризуется трехкомпонентным составом: крупные угловатые частицы В₄С, крупные нерегулярные частицы UHMWPE и мелкие частицы (<5 мкм). Агломераты исходного UHMWPE разрушаются, но новые агломераты не образуются. Важно отметить, что UHMWPE, будучи мягким и пластичным, при низкоэнергетическом смешивании лишь незначительно деформируется, но не обволакивает твердые частицы В₄С, между ними существует только точечный контакт.

При последующем ИПС такая смесь демонстрирует ограниченную спекаемость. Расплав UHMWPE (вязкость которого в расплавленном состоянии чрезвычайно высока) не может перетекать на большие расстояния и заполнять пустоты между частицами

B_4C . В результате формируются многочисленные поры и дефекты (рис. 13, б, в). Относительная плотность варьируется в диапазоне 87,8–94,4 % в зависимости от условий спекания, при этом изменение температуры (180–210 °C) и давления (40–80 МПа) обеспечивает лишь умеренное увеличение относительной плотности – не более 6,6 %.

В отличие от горизонтального, планетарное смешивание (высокоэнергетический метод) происходит при высоких скоростях (~300–400) об/мин с использованием стальных шаров и контейнеров, причем процесс циклический: 5 мин смешивания чередуются с 5 мин охлаждения для предотвращения перегрева. В результате высокоэнергетических соударений формируется принципиально иная морфология смеси (рис. 13, г–е): крупные агломераты, состоящие из B_4C и деформированного UHMWPE; лентообразные частицы и небольшое количество мелких частиц B_4C . Ключевое отличие заключается в том, что B_4C и UHMWPE тесно связаны друг с другом. Мягкие частицы UHMWPE под действием высоких энергий деформируются и буквально «обертывают» твердые частицы B_4C , создавая вокруг них полимерную оболочку. Это достигается за счет того, что при высокоскоростных соударениях локальные температуры и давления на поверхности частиц достаточны для пластической деформации UHMWPE и его адгезии к B_4C .

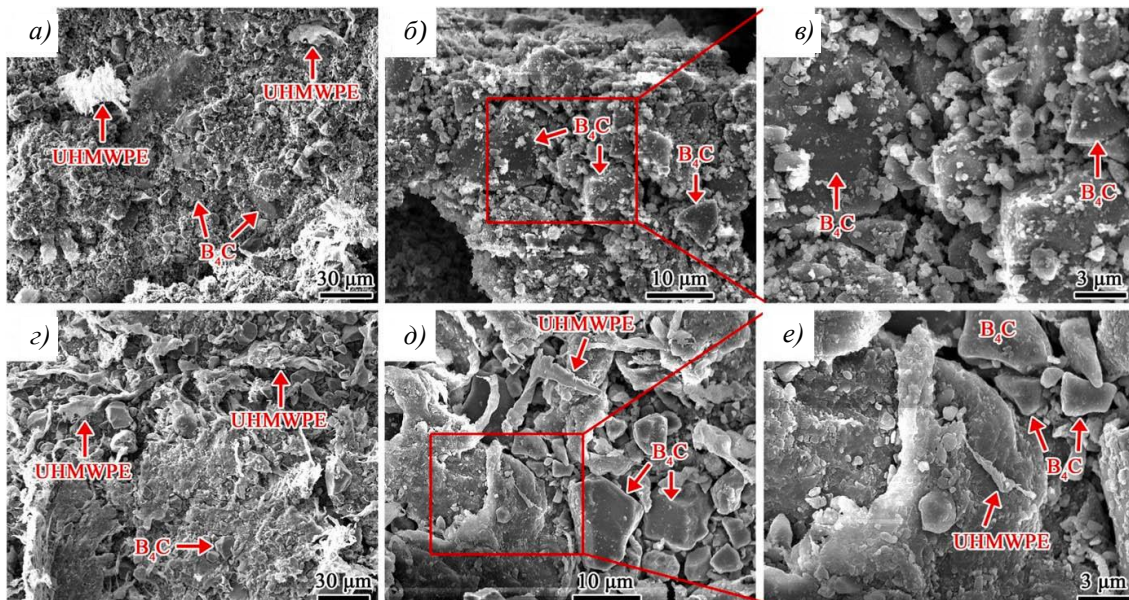


Рис. 13. Морфология порошковой смеси B_4C /UHMWPE (75 % (объемн.) B_4C) после горизонтального (а–в) и планетарного (г–е) смешивания [14]

При ИПС такой смеси расплаву UHMWPE достаточно заполнить лишь локальные пустоты между агломератами, поскольку внутри каждого агломерата частицы B_4C уже изолированы полимерной оболочкой. Относительная плотность достигает 99,5 % – значения, близкого к теоретическому (рис. 14, а). Поверхность шлифованных образцов становится гладкой, а микроструктура – однородной (рис. 14, б, в).

Важно отметить, что планетарное смешивание также влияет на структуру самого UHMWPE [14]. В образцах, полученных с использованием планетарной мельницы, возрастает содержание более стабильной орторомбической фазы UHMWPE, а количество моноклинной фазы снижается (рис. 15, а). При этом выявлено уменьшение размера областей когерентного рассеяния (в 2 раза) и относительных микронапряжений. Это указывает на то, что под действием высоких давлений и сдвиговых напряжений происходит изменение кристаллических модификаций UHMWPE (рис. 15, б, в), что, в свою очередь, может влиять на механические свойства конечного композита.

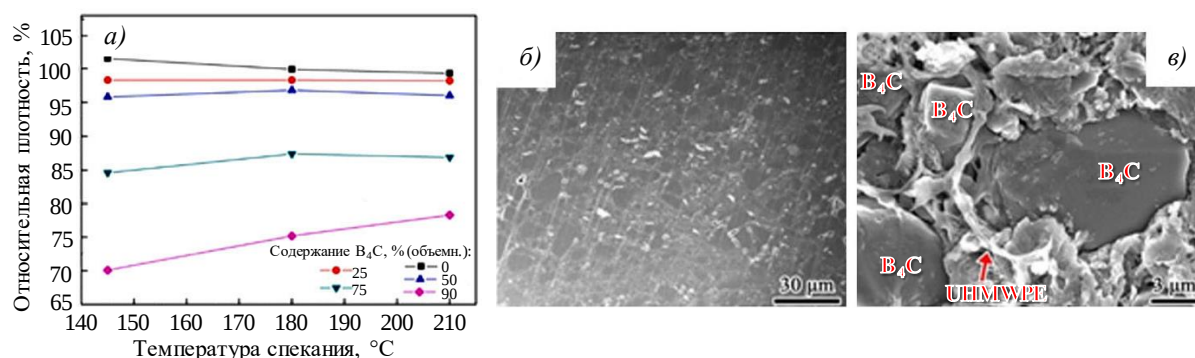


Рис. 14. Относительная плотность (а) и микроструктуры (б, в) композитов B₄C/UHMWPE, полученных планетарным смешиванием исходных порошков, после ИПС [14]

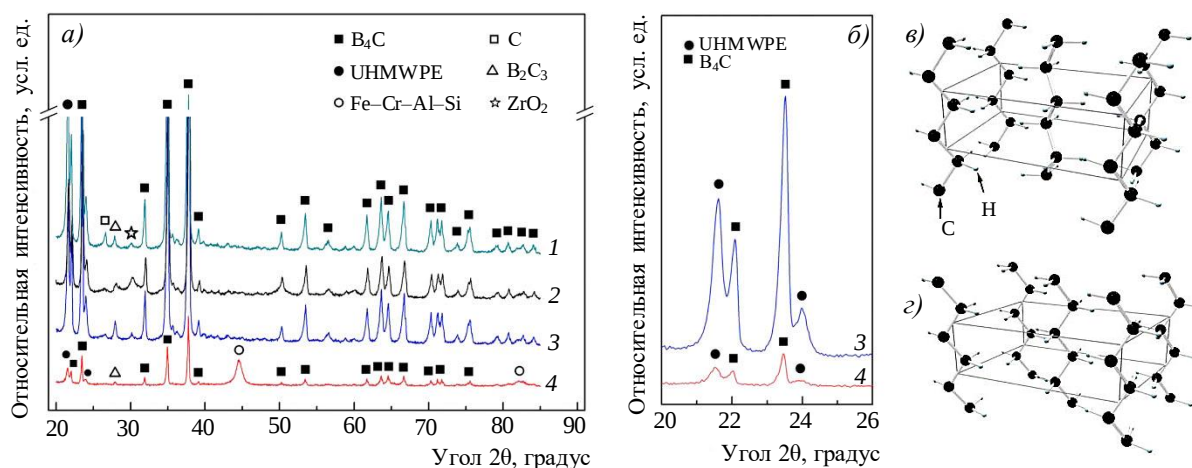


Рис. 15. Рентгенограммы (а, б) для композита B₄C/UHMWPE, полученного при горизонтальном (1–3) и планетарном (4) смешивании; схемы элементарных ячеек орторомбической (в) и моноклинной (г) фаз UHMWPE. Условия получения образцов 1 и 2: 180 °С, 40 МПа, 20 и 5 °С/мин соответственно; образцов 3 и 4: 210 °С, 80 МПа, 10 °С/мин [14]

Различная эффективность двух методов объясняется двумя факторами: энергетика процесса (планетарная мельница передает порошку на несколько порядков больше энергии в единицу времени, что достаточно для пластической деформации полимера); механохимические эффекты (при высокэнергетических соударениях на поверхности частиц UHMWPE могут образовываться макрорадикалы, способные к химическому взаимодействию с поверхностью B₄C, что улучшает адгезию на молекулярном уровне). Подтверждает это предположение и увеличение содержания орторомбической фазы при планетарном смешивании. Это свидетельствует о структурных изменениях в полимере под действием высоких давлений и сдвиговых напряжений.

Аналогичные эффекты наблюдаются и для других композитов. В работе [16] для системы Zr–MG/PTFE также использовано планетарное смешивание, позволившее достичь однородного распределения PTFE в матрице MG. В работе [9] для композита РЕЕК/MoS₂ применяли смешивание в шаровой мельнице в течение 24 ч, что обеспечило равномерное распределение наночастиц MoS₂ и высокие трибологические характеристики. Однако в этих системах наполнитель не является твердым и хрупким в той же степени, что и B₄C, поэтому требования к способу смешивания менее критичны.

На основе результатов анализа можно сформулировать рекомендации для выбора способа смешивания. Для композитов с высоким содержанием твердого хрупкого наполнителя (>50 % (объемн.)) и с полимерной матрицей, обладающей высокой вязкостью

расплава (UHMWPE, PTFE), планетарное смешивание является необходимым условием для достижения высокой плотности. Для систем с низким содержанием наполнителя (<20 % (объемн.)) или с наполнителями, хорошо совместимыми с матрицей, может быть достаточно горизонтального смешивания. Промежуточным вариантом целесообразно считать возможность использования планетарного смешивания с последующим ультразвуковым уплотнением, как показано в работе [14]. Такой подход позволяет дополнительно повысить плотность исходного компакта и улучшить конечные свойства композита.

Перспективные направления и вызовы

Несмотря на впечатляющие достижения последних лет, широкое промышленное внедрение ИПС полимерных и полимер-композитных материалов сдерживается рядом фундаментальных и технологических ограничений. Анализ рассмотренных работ позволяет выделить пять ключевых направлений для будущих исследований, каждое из которых сталкивается с собственными вызовами (табл. 2).

Таблица 2

Ключевые направления развития ИПС для полимер-композитных материалов

Направление	Основной вызов	Перспективное решение	Примеры
Масштабирование	Ограниченный размер образцов, цикличность процесса	Многопозиционные установки, комбинация с аддитивными технологиями	Образцы диаметром 10–40 мм
Новые классы материалов	Функционально-градиентные материалы, 4D-печать, обратные композиты	Послойное формирование, разработка новых составов	Zr–MG/PTFE [16]
Совместимость фаз	Плохая адгезия в гетерогенных системах	Новые силаны, плазменная обработка, <i>in situ</i> полимеризация	VTMS [10], PDA [17]
Моделирование процесса	Отсутствие моделей для полимеров в ИПС	Многомасштабные модели (нагрев–уплотнение–диффузия)	Модели Hollomon и Haward–Thackray [7]
Экономика и экология	Высокая стоимость оснастки и энергозатраты	Оптимизация режимов, новые материалы оснастки	Графитовые оснастки, вакуумные установки [2]

Масштабирование и промышленное применение

В настоящее время основными факторами, сдерживающими внедрение ИПС, являются ограниченный размер образцов (обычно диаметр составляет 10–40 мм) и цикличность процесса, что делает его малоприменимым для массового производства крупных деталей. В отличие от экструзии или литья под давлением, ИПС является дискретным процессом, что ограничивает его производительность. Перспективными путями решения этой проблемы являются: разработка многопозиционных установок для параллельного спекания; переход от лабораторных графитовых оснасток к промышленным системам с увеличенным рабочим размером образцов (с текущих 10–40 до 100–200 мм и более); комбинирование ИПС с аддитивными технологиями (например, послойное спекание). Для перехода к промышленному применению необходимо увеличение диаметра образцов как минимум до 100–200 мм, что потребует разработки новых конструкций оснастки и оптимизации тепловых полей.

Разработка новых классов материалов

В рассмотренных работах представлено несколько перспективных направлений, которые пока находятся на начальной стадии исследований. Во-первых, это функционально-градиентные материалы, при использовании которых свойства изделия плавно

изменяются по объему. Метод ИПС идеально подходит для создания функционально-градиентных материалов благодаря возможности послойного формирования изделий с разными составами на каждом этапе [23]. Во-вторых, это 4D-печать – создание изделий, которые изменяют форму или свойства под воздействием внешних факторов (температура, влажность, магнитное поле). Метод ИПС может стать ключевым для финальной консолидации таких материалов. В-третьих, это композиты с обратной структурой, где полимер является наполнителем в металлической или керамической матрице [16], что открывает новые возможности для диэлектрических и теплопроводящих материалов. В-четвертых, это биополимерные композиты для регенеративной медицины, где ИПС позволяет интегрировать биоактивные наполнители без их термической деградации [11].

Улучшение совместимости фаз

Несмотря на успехи в использовании силанов и PDA, проблема совместимости фаз остается актуальной для многих систем. Анализ методом СЭМ [16] показал наличие крупных частиц и пор на границе «MG–PTFE», что свидетельствует о недостаточной адгезии. Перспективными подходами являются: разработка новых адгезионных слоев на основе бифункциональных силанов с различными органическими хвостами для разных полимеров, использование плазменной обработки поверхности для активации наполнителей перед смешиванием, применение методов *in situ* полимеризации для ковалентного связывания наполнителя с матрицей непосредственно в процессе ИПС. В работе [12] показано, что *in situ* полимеризация графена в РЕКК обеспечивает лучшее распределение компонентов по сравнению с механическим смешиванием, что подтверждает эффективность этого подхода.

Моделирование процесса ИПС

Одним из наиболее сложных аспектов является физико-математическое моделирование процесса спекания полимеров [24]. В отличие от металлов и керамик, где действуют хорошо изученные механизмы диффузии, для полимеров необходимо учитывать рептакционное движение цепей, кристаллизацию и вязкоупругое поведение [25–27]. В работе [7] использованы модели Hollomon и Haward–Thackray для описания кривых «напряжение–деформация», но они не учитывают специфику ИПС (быстрый нагрев, электрическое поле, давление). В работе [12] предложен подход к моделированию электромагнитного импульсного уплотнения, но он не учитывает термомеханические эффекты. Перспективным является создание многомасштабных моделей, описывающих следующие процессы: нагрев и распределение температуры в оснастке и образце, кинетика уплотнения; межчастичная диффузия и залечивание дефектов; кристаллизация при охлаждении. В работе [14] показано, что уплотнение композита $B_4C/UHMWPE$ происходит в узком температурном интервале (от 110–140 до 200 °C), что может служить основой для упрощенных моделей.

Экологические и экономические аспекты

Важным вызовом является снижение энергозатрат и стоимости процесса. Хотя ИПС значительно быстрее традиционных методов, ИПС-установки дорогостоящие, а графитовая оснастка имеет ограниченный ресурс. Перспективным направлением является разработка ИПС-установок с меньшим энергопотреблением за счет оптимизации формы импульсного тока и использования более эффективных теплоизолирующих материалов. Актуальным является также переход к использованию более дешевых оснасток (например, из тугоплавких металлов вместо графита) для снижения стоимости [28].

Заключения

Анализ публикаций за период 2020–2026 гг. показывает, что ИПС закрепилось как перспективная технология консолидации полимерных и полимер-композитных материалов. За последнее время метод ИПС расширил возможности в области получения новых полимер-композитных материалов по сравнению с ранее описанными в ряде работ, в том числе в обзоре [3]. Метод ИПС продемонстрировал впечатляющие результаты в поисковых научных работах в самых разных областях – от трибологии и биомедицины до аэрокосмической техники и лунного строительства. Достигнуты рекордные значения коэффициента трения (0,042 для композита PEEK/MoS₂) и скорости износа (снижение на 94 %); созданы биоактивные композиты, способные стимулировать костеобразование и противостоять асептическому расшатыванию имплантатов; получены электропроводящие полимерные материалы с электропроводностью до 0,164 См/см. Показано, что метод позволяет решать три принципиально разные задачи, используя полимер как матрицу, как связующее для твердых наполнителей и как наполнитель в металлической матрице. Ключевыми факторами успешного спекания являются температура (должна быть близка к температуре плавления для обеспечения заживления дефектов), давление (оказывает двойственное влияние – улучшает контакт при низких температурах, но ограничивает подвижность цепей при высоких), кинетика кристаллизации (быстрая кристаллизация ухудшает спекаемость), совместимость фаз (силановая обработка и полидофаминовые покрытия критически важны для гетерогенных систем) и способ смешивания компонентов (планетарное смешивание обеспечивает относительную плотность до 99,5 %).

Основными вызовами для дальнейшего развития остаются масштабирование процесса (переход от лабораторных образцов к промышленным деталям), разработка новых классов материалов (функционально-градиентные материалы, 4D-печать, биополимерные композиты), улучшение совместимости фаз, создание адекватных физико-математических моделей спекания полимеров и снижение стоимости процесса. Несмотря на значительный прогресс, потенциал метода ИПС для полимер-композитных материалов раскрыт не полностью. Решение перечисленных задач позволит вывести ИПС из разряда лабораторных методов в промышленную практику, открывая новые возможности для создания высокоэффективных материалов в аэрокосмической, медицинской, морской и строительной отраслях.

Исследование выполнено в рамках Государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, тема № FZNS-2026-0018.

Список источников

1. Hu Z.-Y., Zhang Z.-H., Cheng X.-W. et al. A review of multi-physical fields induced phenomena and effects in spark plasma sintering: Fundamentals and applications // *Materials & Design*. 2020. Vol. 191. P. 108662.
2. Ratzker B., Sokol M. Exploring the capabilities of high-pressure spark plasma sintering (HPSPS): A review of materials processing and properties // *Materials & Design*. 2023. Vol. 233. P. 112238.
3. Adesina O.T., Sadiku E.R., Adesina O.S. et al. Spark plasma sintering of polymer and polymer-based composites: a review // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. Vol. 116. Is. 3–4. P. 759–775.
4. Bai D., Liu H., Bai H. et al. Powder metallurgy inspired low-temperature fabrication of high-performance stereocomplexed polylactide products with good optical transparency // *Scientific Reports*. 2016. Vol. 6. P. 1–9.
5. Ge Z.H., Chang Y., Li F. et al. Improved thermoelectric properties of PEDOT:PSS polymer bulk prepared using spark plasma sintering // *Chemical Communications*. 2018. Vol. 54. Is. 19. P. 2429–2431.
6. Adesina O.T., Sadiku E.R., Jamiru T. et al. Thermal properties of spark plasma-sintered polylactide/graphene composites // *Materials Chemistry and Physics*. 2020. Vol. 242. P. 122545.

7. Boulman H., Mdarhri A., Aboudi I. et al. Assessing the effect of compaction pressure on the mechanical properties of polytetrafluoroethylene elaborated by field assisted sintering technique // *Polymer*. 2022. Vol. 258. P. 125325.
8. Heyer A., Rossit J., Moitrier F. et al. Spark plasma sintering and mechanical properties of two grades of PEKK presenting different Tere/Iso ratios // *Journal of Applied Polymer Science*. 2024. Vol. 141. P. 141:e55386.
9. Hou X., Bai P., Li J. et al. MoS₂ reinforced PEEK composite for improved aqueous boundary lubrication // *Friction*. 2023. Vol. 11. Is. 9. P. 1660–1672.
10. Xiao Y., Zhang L., Wei B. et al. Organic-inorganic core-shell materials as reinforced fillers of UHMWPE to improve its tribological and mechanical properties // *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. 2024. Vol. 691. P. 133820.
11. Zhang K., Peng X., Cheng C. et al. Preparation, characterization, and feasibility study of Sr/Zn-doped CPP/GNS/UHMWPE composites as an artificial joint component with enhanced hardness, impact strength, tribological and biological performance // *RSC Advances*. 2021. Vol. 11. Is. 36. P. 21991–21999.
12. Wang Q., Jia D., Pei X. et al. Investigation of electromagnetic pulse compaction on conducting graphene/PEKK composite powder // *Materials*. 2021. Vol. 14. Is. 3. P. 1–17.
13. Xu F., Wu X.L., Wang H. et al. Experimental research on moulding of graphene/PEKK composite powder by spark plasma sintering technology // *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 2022. Vol. 128. Is. 2. P. 1–11.
14. Zhang P., Alishin T., Tolkachev O. et al. The densification process and microstructure of the B₄C/ultra-high molecular weight polyethylene composites consolidated by spark plasma sintering // *Ceramics International*. 2025. Vol. 51. Is. 30PB. P. 64494–64505.
15. Narvasa A., Grippi T., Torresani E. et al. Impact of extreme thermal cycling on the physical and mechanical properties of lunar regolith simulant densified via spark plasma sintering, cold isostatic pressing, and biopolymer bonding using Xanthan Gum // *Case Studies in Construction Materials*. 2026. Vol. 24. Art. e06142.
16. Sharma A., Zadorozhnyy M., Stepashkin A. et al. Investigation of thermophysical properties of Zr-based metallic glass-polymer composite // *Metals*. 2021. Vol. 11. P. 1412.
17. Heyer A., Montmasson N., Gütter G. et al. PEKK/Polydopamine-Coated Magnesium Hybrids Fabricated by Spark Plasma Sintering: Processing and Improved Mechanical Properties // *Journal of Applied Polymer Science*. 2026. Vol. 143. Is. 4. P. 143:e58073.
18. Kruzel R., Dembiczak T., Wachowicz J. Optimization of Spark Plasma Sintering Technology by Taguchi Method in the Production of a Wide Range of Materials: Review // *Materials*. 2023. Vol. 16. P. 5539.
19. Wool R.P., O'Connor K.M. A theory of crack healing in polymers // *Journal of Applied Physics*. 1981. Vol. 52. Is. 10. P. 5953–5963.
20. Pieranski P. Pierre-Gilles de Gennes: Beautiful and mysterious liquid crystals // *Comptes Rendus Physique*. 2019. Vol. 20. Is. 7–8. P. 756–769.
21. Nisar A., Zhang C., Boesl B., Agarwal A. Unconventional Materials Processing Using Spark Plasma Sintering // *Ceramics*. 2021. Vol. 4. Is. 1. P. 20–39.
22. Sébilleau J.C., Lemonnier S., Barraud E. et al. Consolidation by spark plasma sintering (SPS) of polyetheretherketone // *Journal of Applied Polymer Science*. 2017. Vol. 134. Is. 23. P. 1–8.
23. Omori M., Okubo A., Hirai T. Fabrication and Thermal Properties of Polyimide/Cu Functionally Graded Material // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 1998. Vol. 45. Is. 3. P. 216–219.
24. Дуюнова В.А., Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н., Сидельников В.В., Сомов А.В. Методы формообразования металлополимерных композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). С. 65–77. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-65-77.
25. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 122–144. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

26. Селезнев Д.В., Толмачева И.Г., Колчина М.С., Чапурова Е.И., Ташланов В.В. Определение кинетических параметров термического разложения композиционных фазопереходных материалов с полимерной матрицей // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 3 (76). С. 144–154. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-144-154.
27. 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: 10.08.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
28. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // *Директор по маркетингу и сбыту*. 2017. № 5–6. С. 40–44.

References

1. Hu Z.-Y., Zhang Z.-H., Cheng X.-W. et al. A review of multi-physical fields induced phenomena and effects in spark plasma sintering: Fundamentals and applications. *Materials & Design*, 2020, vol. 191, p. 108662.
2. Ratzker B., Sokol M. Exploring the capabilities of high-pressure spark plasma sintering (HPSPS): A review of materials processing and properties. *Materials & Design*, 2023, vol. 233, p. 112238.
3. Adesina O.T., Sadiku E.R., Adesina O.S. et al. Spark plasma sintering of polymer and polymer-based composites: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 116, is. 3–4, pp. 759–775.
4. Bai D., Liu H., Bai H. et al. Powder metallurgy inspired low-temperature fabrication of high-performance stereocomplexed polylactide products with good optical transparency. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6, pp. 1–9.
5. Ge Z.H., Chang Y., Li F. et al. Improved thermoelectric properties of PEDOT:PSS polymer bulk prepared using spark plasma sintering. *Chemical Communications*, 2018, vol. 54, is. 19, pp. 2429–2431.
6. Adesina O.T., Sadiku E.R., Jamiru T. et al. Thermal properties of spark plasma-sintered polylactide/graphene composites. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, vol. 242, p. 122545.
7. Boulman H., Mdarhri A., Aboudi I. et al. Assessing the effect of compaction pressure on the mechanical properties of polytetrafluoroethylene elaborated by field assisted sintering technique. *Polymer*, 2022, vol. 258, p. 125325.
8. Heyer A., Rossit J., Moitrier F. et al. Spark plasma sintering and mechanical properties of two grades of PEKK presenting different Tere/Iso ratios. *Journal of Applied Polymer Science*, 2024, vol. 141, p. 141:e55386.
9. Hou X., Bai P., Li J. et al. MoS₂ reinforced PEEK composite for improved aqueous boundary lubrication. *Friction*, 2023, vol. 11, is. 9, pp. 1660–1672.
10. Xiao Y., Zhang L., Wei B. et al. Organic-inorganic core-shell materials as reinforced fillers of UHMWPE to improve its tribological and mechanical properties. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 2024, vol. 691, p. 133820.
11. Zhang K., Peng X., Cheng C. et al. Preparation, characterization, and feasibility study of Sr/Zn-doped CPP/GNS/UHMWPE composites as an artificial joint component with enhanced hardness, impact strength, tribological and biological performance. *RSC Advances*, 2021, vol. 11, is. 36, pp. 21991–21999.
12. Wang Q., Jia D., Pei X. et al. Investigation of electromagnetic pulse compaction on conducting graphene/PEKK composite powder. *Materials*, 2021, vol. 14, is. 3, pp. 1–17.
13. Xu F., Wu X.L., Wang H. et al. Experimental research on moulding of graphene/PEKK composite powder by spark plasma sintering technology. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 2022, vol. 128, is. 2, pp. 1–11.
14. Zhang P., Alishin T., Tolkachev O. et al. The densification process and microstructure of the B₄C/ultra-high molecular weight polyethylene composites consolidated by spark plasma sintering. *Ceramics International*, 2025, vol. 51, is. 30PB, pp. 64494–64505.
15. Narvasa A., Grippi T., Torresani E. et al. Impact of extreme thermal cycling on the physical and mechanical properties of lunar regolith simulant densified via spark plasma sintering, cold isostatic pressing, and biopolymer bonding using Xanthan Gum. *Case Studies in Construction Materials*, 2026, vol. 24, art. e06142.
16. Sharma A., Zadorozhnyy M., Stepashkin A. et al. Investigation of thermophysical properties of Zr-based metallic glass-polymer composite. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 1412.

17. Heyer A., Montmasson N., Gütter G. et al. PEKK/Polydopamine-Coated Magnesium Hybrids Fabricated by Spark Plasma Sintering: Processing and Improved Mechanical Properties. *Journal of Applied Polymer Science*, 2026, vol. 143, is. 4, p. 143:e58073.
18. Kruzel R., Dembiczak T., Wachowicz J. Optimization of Spark Plasma Sintering Technology by Taguchi Method in the Production of a Wide Range of Materials: Review. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 5539.
19. Wool R.P., O'Connor K.M. A theory of crack healing in polymers. *Journal of Applied Physics*, 1981, vol. 52, is. 10, pp. 5953–5963.
20. Pieranski P. Pierre-Gilles de Gennes: Beautiful and mysterious liquid crystals. *Comptes Rendus Physique*, 2019, vol. 20, is. 7–8, pp. 756–769.
21. Nisar A., Zhang C., Boesl B., Agarwal A. Unconventional Materials Processing Using Spark Plasma Sintering. *Ceramics*, 2021, vol. 4, is. 1, pp. 20–39.
22. Sébilleau J.C., Lemonnier S., Barraud E. et al. Consolidation by spark plasma sintering (SPS) of polyetheretherketone. *Journal of Applied Polymer Science*, 2017, vol. 134, is. 23, pp. 1–8.
23. Omori M., Okubo A., Hirai T. Fabrication and Thermal Properties of Polyimide/Cu Functionally Graded Material. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, 1998, vol. 45, is. 3, pp. 216–219.
24. Duyunova V.A., Serebrennikova N.Yu., Nefedova Yu.N., Sidelnikov V.V., Somov A.V. Methods of forming metal-polymer composite materials (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 65–77. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 20, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-65-77.
25. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 122–144. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 25, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
26. Seleznev D.V., Tolmacheva I.G., Kolchina M.S., Chapurova E.I., Tashlanov V.V. Determination of kinetic parameters of thermal destruction of composite phase-change materials with a polymer matrix. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), pp. 144–154. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-144-154.
27. Gulyaev I.N., Klimenko O.N., Lonskii S.L., Slavin A.V., Cherfas L.V. Determination of the composition and structure of polymer composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 32–47. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 10, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
28. Kablov E.N. Marketing of Materials Science, Aircraft Engineering, and Industry: Present and Future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.

Информация об авторах

Папынов Евгений Константинович, заведующий лабораторией, к.х.н., ДВФУ, rectorat@dvfu.ru
Чуклинов Сергей Владимирович, советник Генерального директора, к.э.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Шичалин Олег Олегович, научный сотрудник, к.х.н., ДВФУ, rectorat@dvfu.ru
Белов Антон Алексеевич, научный сотрудник, к.х.н., ДВФУ, rectorat@dvfu.ru
Чайникова Анастасия Сергеевна, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Сергиенко Валентин Иванович, академик РАН, профессор, д.х.н., председатель Диссертационного совета, ДВФУ, rectorat@dvfu.ru

Information about the authors

Evgeny K. Papynov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Chem.), FEFU, rectorat@dvfu.ru
Sergey V. Chuklinov, Counselor to Director General, Candidate of Sciences (Econ.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Oleg O. Shichalin, Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), FEFU, rectorat@dvfu.ru
Anton A. Belov, Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), FEFU, rectorat@dvfu.ru
Anastasia S. Chainikova, Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Valentin I. Sergienko, Academician of RAS, Professor, Doctor of Sciences (Chem.), Chairman of the Dissertation Council, FEFU, rectorat@dvfu.ru

Статья поступила в редакцию 09.09.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.09.2026.
 The article was submitted 09.09.2026; approved and accepted for publication after reviewing 11.09.2026.

Научная статья

УДК 629.7.023.222

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-141-148

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ ПОЛИЭФИРНОГО ПЛЕНКООБРАЗУЮЩЕГО ВЕЩЕСТВА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ДЕКОРАТИВНЫЕ СВОЙСТВА ЛАКОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Е.А. Тимошина¹, В.А. Кузнецова¹, С.А. Марченко¹

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

Аннотация. Исследовано влияние химической природы и концентрации модификатора в полиэфирном пленкообразующем веществе на износостойкость, блеск и шероховатость лаковых покрытий. Изучены адгезия, физико-механические свойства (эластичность при изгибе и прочность при ударе), шероховатость и блеск покрытий (в исходном состоянии и после истирания в течение 7000 циклов). Определены оптимальные модификаторы и их соотношение с полиэфиром для получения покрытия с необходимым комплексом свойств.

Ключевые слова: полимерное пленкообразующее, модификатор, отвердитель, лаковые покрытия, износостойкость, адгезия, блеск покрытия, шероховатость

Для цитирования: Тимошина Е.А., Кузнецова В.А., Марченко С.А. Влияние модификации полиэфирного пленкообразующего вещества на износостойкость и декоративные свойства лаковых покрытий // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 141–148. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-141-148.

Scientific article

INFLUENCE OF MODIFICATION OF POLYESTER FILM-FORMING SUBSTANCE ON WEAR RESISTANCE AND DECORATIVE PROPERTIES OF LACQUER COATINGS

E.A. Timoshina¹, V.A. Kuznetsova¹, S.A. Marchenko¹

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 effect of the chemical nature of the modifier and its concentration in a polyester film-forming agent on the wear resistance, gloss, and roughness of varnish coatings was studied. The adhesion, physical and mechanical properties (flexural resilience, impact strength), roughness, and gloss of the coating (in the initial state and after abrasion for 7000 cycles) were examined. The optimal modifiers and their ratio with the polyester were determined to obtain a coating with the required combination of properties.

Keywords: polymer film-forming agent, modifier, hardener, lacquer coating, wear resistance, adhesion, coating gloss, roughness

For citation: Timoshina E.A., Kuznetsova V.A., Marchenko S.A. Influence of modification of polyester film-forming substance on wear resistance and decorative properties of lacquer coatings. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 141–148. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-141-148.

Введение

В настоящее время большое количество исследований направлено на повышение декоративных характеристик и увеличение срока эксплуатации лакокрасочных покрытий. Одним из факторов, влияющих на долговечность покрытий, является способность противостоять износу при трении. Повышение износостойкости позволит увеличить срок службы лакокрасочных покрытий [1–3].

Одной из отраслей применения износостойких лакокрасочных покрытий является авиационная промышленность. Данные покрытия используются для окраски интерьеров авиационной техники, в частности для защитно-декоративной окраски элементов кабины пилота и панелей приборов. Помимо защитных свойств, они должны обладать низким уровнем блеска и определенными цветовыми характеристиками [4–6]. Совокупность перечисленных факторов делает актуальными исследования и разработку износостойких матовых лакокрасочных покрытий.

Износостойкость лакокрасочных покрытий обусловлена природой пленкообразующего вещества, а также химической природой и формой наполнителей [7]. Полимерное пленкообразующее вещество должно иметь прочную полимерную матрицу и характеризоваться высокой твердостью, эластичностью и способностью выдерживать абразивный износ.

В настоящее время для производства износостойких лакокрасочных покрытий используются модифицированные эпоксидные, алкидные и полиуретановые пленкообразователи [8–11]. Широкое распространение в качестве пленкообразующих веществ для создания износостойких покрытий получили сложные полиэфиры. Благодаря структуре и наличию сложноэфирных групп полиэфиры обладают высокой эластичностью и стойкостью к механическим повреждениям [12, 13].

Модификация пленкообразующих веществ способствует улучшению свойств лакокрасочных покрытий. При химической модификации полимеров происходит изменение молекулярной структуры, модификатор встраивается в полимерную цепь. При физико-химической модификации возможно образование двухфазной полимерной матрицы [14–17].

Создание несовместимой двухфазной полимерной матрицы способствует диффузному рассеиванию светового потока, что в свою очередь снижает блеск покрытия. Это свойство обеспечивает создание более ровных матовых покрытий [18–20].

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные и теплозащитные покрытия», комплексной научной проблемы 17.7. «Лакокрасочные материалы и покрытия на полимерной основе» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [21].

Материалы и методы

С целью выбора оптимального состава полимерной матрицы для разработки износостойкого матового покрытия изготовлены лаковые композиции на основе сложного полиэфира, являющегося продуктом поликонденсации этиленгликоля и глицерина с себадиновой кислотой. Для его модификации использованы:

- фторполиуретановый олигомер;
- акрил-уретановый олигомер;
- тиолсодержащий уретан;
- полисульфидный каучук;
- эпоксидный олигомер.

Модифицирование проводили путем смешивания полиэфира с модификаторами в разных соотношениях (90/10, 70/30 и 50/50) при добавлении смеси органических растворителей. Для отверждения лаковых композиций использовали алифатический изоцианатный отвердитель.

Изготовленные лаковые композиции наносили на загрунтованные образцы алюминиевого сплава Д16-АТ, анодированные в серной кислоте с наполнением анодной пленки в растворе хромпика (Ан.Окс.нхр), методом пневматического распыления. Для обеспечения адгезии лаковых покрытий к поверхности образцов использована эпоксидная грунтовка.

После отверждения образцы с покрытиями выдерживали в течение 10 сут при температуре 20 ± 2 °С. Перед испытаниями определена толщина лаковых покрытий в соответствии с ГОСТ 31993–2024. Среднее значение толщины всех готовых лаковых покрытий составило 50–65 мкм.

Для определения износостойкости лаковых покрытий в соответствии с ИСО 7784-2:2016 образец закрепляли на вращающейся платформе и подвергали трению абразивными дисками. Износостойкость оценивали по потере массы после истирания в течение 1000, 3000, 5000 и 7000 циклов испытания. За цикл испытания принимали один оборот образца. Для испытания использовали два груза по 500 г и абразивные колеса марки CS-10. Данный метод имитирует реальный износ покрытия при эксплуатации.

Адгезию лаковых композиций определяли в соответствии с ГОСТ 31149–2014, прочность покрытия при ударе – ГОСТ 4765–2024, эластичность покрытия при изгибе – ГОСТ 6806–2024, блеск покрытия под углом 60 градусов – ГОСТ 31975–2017, шероховатость – ГОСТ 25142–82.

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

Результаты и обсуждение

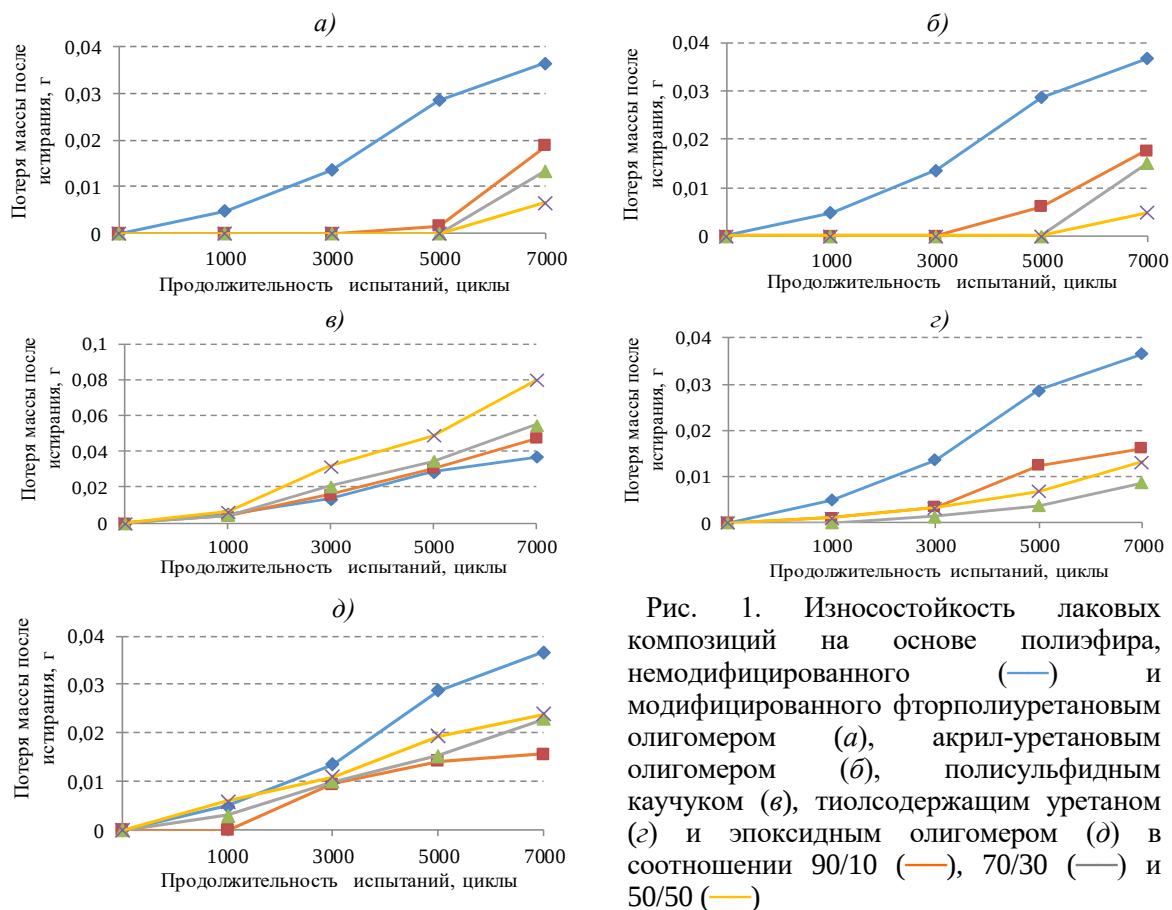
На рис. 1 приведены зависимости потери массы покрытия от количества циклов истирания для композиций на основе немодифицированного полиэфира и полиэфира с различными модификаторами в соотношениях 90/10, 70/30 и 50/50.

Лаковые покрытия на основе сложного полиэфира, модифицированного фторполиуретановым олигомером (рис. 1, а), обладают более высокой износостойкостью, чем покрытие на основе немодифицированного полиэфира. Следует отметить, что с увеличением концентрации фторполиуретанового олигомера износостойкость покрытий монотонно снижается. Максимальную износостойкость лакового покрытия обеспечивает соотношение полиэфира и фторполиуретана 90/10. В этом случае потеря массы после 7000 циклов истирания составляет 0,006 г, что в 5 раз меньше, чем у исходного пленкообразующего вещества (сложного полиэфира) без модификатора.

Введение в качестве модификатора акрил-уретанового олигомера оказывает существенное влияние на износостойкость полиэфирных лаковых композиций (рис. 1, б). Увеличение содержания акрил-уретанового олигомера приводит к снижению потери массы лаковых покрытий при истирании. При соотношении полиэфира и акрил-уретанового олигомера 50/50 наблюдается максимальная износостойкость покрытий: после 7000 циклов испытаний потеря массы составляет 0,005 г, что в 5 раз меньше, чем у исходного пленкообразующего вещества без модификатора.

Модификация полиэфира полисульфидным каучуком снижает устойчивость покрытий (рис. 1, в). После 7000 циклов испытаний возрастает потеря массы покрытия после истирания, т. е. износостойкость снижается в зависимости от содержания полисульфидного каучука в 1,3–2 раза относительно полиэфира.

Износостойкость покрытий при модификации тиолсодержащим уретаном возрастает по сравнению с исходным полиэфиром (рис. 1, г). При концентрации тиолсодержащего уретана в полиэфире 30 % потеря массы составляет 0,009 г. При увеличении концентрации данного модификатора износостойкость лаковых покрытий снижается, потеря массы увеличивается до 0,013 г. Таким образом, для композиций, состоящих из полиэфира и тиолсодержащего олигомера, оптимальным является соотношение компонентов 70/30. В этом случае потеря массы при истирании в течение 7000 циклов снижается в 4 раза относительно немодифицированного полиэфира.



Введение в полиэфир эпоксидного олигомера способствует увеличению износостойкости лаковых покрытий относительно немодифицированного варианта (рис. 1, д). Оптимальным является соотношение полиэфира и эпоксидного олигомера в лаковой композиции 90/10. В этом случае потеря массы при истирании в течение 7000 циклов снижается в 2 раза относительно полиэфира без модификатора. Увеличение содержания эпоксидного олигомера в полиэфирном пленкообразующем приводит к уменьшению износостойкости, что может быть связано со снижением подвижности сегментов макромолекул и повышением жесткости покрытия.

На рис. 2 и 3 представлены сравнительные диаграммы блеска лаковых покрытий (угол измерения 60 градусов) и шероховатости поверхности (R_a).

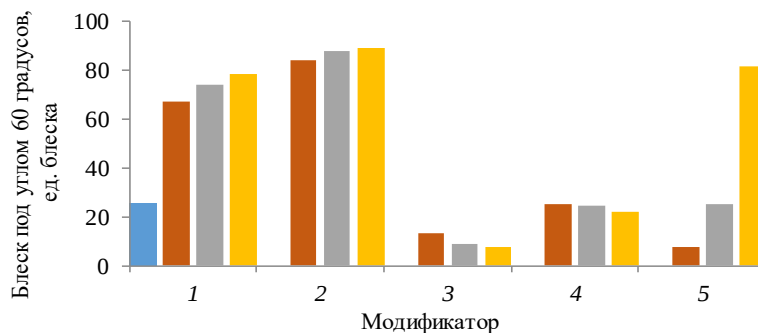


Рис. 2. Блеск под углом 60 градусов для лаковых покрытий на основе полиэфира, немодифицированного (■) и модифицированного фторполиуретаном (1), акрил-уретановым олигомером (2), полисульфидным каучуком (3), тиолсодержащим уретаном (4) и эпоксидным олигомером (5) в соотношении 90/10 (■), 70/30 (■) и 50/50 (■)

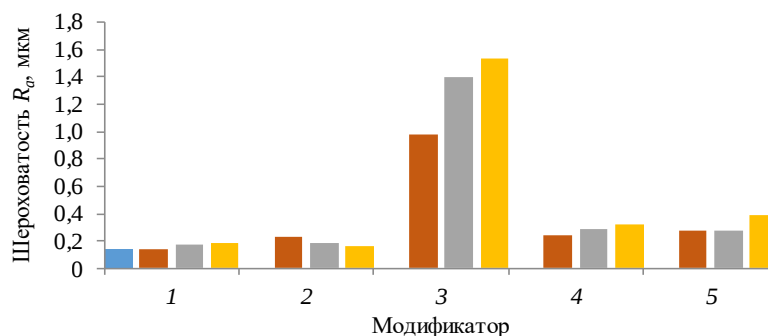


Рис. 3. Шероховатость лаковых покрытий на основе полиэфира, немодифицированного (■) и модифицированного фторполиуретаном (1), акрил-уретановым олигомером (2), полисульфидным каучуком (3), тиолсодержащим уретаном (4) и эпоксидным олигомером (5) в соотношении 90/10 (■), 70/30 (■) и 50/50 (■)

Наибольшим блеском обладают покрытия на основе полиэфира, модифицированного акрил-уретановым олигомером; наибольшей шероховатостью – модифицированного полисульфидным каучуком. Следует обратить внимание, что блеск покрытия существенно зависит от шероховатости и в значительной мере определяет износостойкость. Поэтому при разработке матовых износостойких покрытий следует соблюдать баланс между блеском и шероховатостью.

Адгезия к эпоксидной грунтовке лаковых покрытий на основе полиэфира с модификаторами равна 1 баллу, эластичность при изгибе составляет 1 мм. Прочность при ударе для лаковых покрытий, включающих полисульфидный каучук и тиолсодержащий уретан, составляет 10 см, в то время как для всех остальных лаковых покрытий значение данного показателя достигает 50 см.

В таблице представлены данные по изменению блеска после истирания.

Блеск под углом 60 градусов для лаковых покрытий с различными модификаторами в исходном состоянии и после истирания в течение 7000 циклов

Модификатор	Соотношение полиэфира и модификатора	Блеск под углом 60 градусов, ед. блеска, для покрытия		Изменение блеска, %
		в исходном состоянии	после 7000 циклов истирания	
Фторполиуретановый олигомер	90/10	67,1	31,8	–52,6
	70/30	74,4	25,8	–65,3
	50/50	78,6	21,3	–72,9
Акрил-уретановый олигомер	90/10	84,5	15,2	–82,0
	70/30	87,9	13,5	–84,6
	50/50	89,0	11,6	–87,0
Полисульфидный каучук	90/10	13,2	9,1	–31,1
	70/30	8,8	7,4	–15,9
	50/50	7,4	6,9	–6,8
Тиолсодержащий уретан	90/10	25,0	42,6	+70,4
	70/30	24,5	44,0	+79,6
	50/50	22,3	46,1	+106,7
Эпоксидный олигомер	90/10	8,0	2,9	–63,8
	70/30	25,1	6,3	–74,9
	50/50	81,6	10,8	–86,8

Блеск лаковых покрытий после истирания, как правило, снижается, за исключением композиций, включающих тиолсодержащий уретан. Следует также отметить, что, несмотря на увеличение блеска при повышении концентрации фторполиуретанового и акрил-уретанового олигомеров, после истирания лаковых покрытий этот показатель снижается.

Заключения

Показано влияние химической природы и концентрации модификатора в полиэфире на износостойкость, блеск и шероховатость лаковых покрытий.

Максимальные значения износостойкости достигнуты при использовании в лаковых композициях полиэфир-фторполиуретанового и акрил-уретанового олигомеров в соотношении 90/10 и 50/50 соответственно. Применение данных модификаторов в указанных соотношениях позволило увеличить износостойкость лаковых покрытий в 5 раз по сравнению с покрытиями на основе немодифицированного полиэфир-фторполиуретана.

Применение в лаковых композициях тиолсодержащего уретана и полисульфидного каучука приводит к снижению прочности покрытия при ударе.

Установлено, что истирание лаковых покрытий на основе полиэфир-фторполиуретана не увеличивает исходный блеск, за исключением покрытий на основе полиэфир-фторполиуретана, модифицированного тиолсодержащим уретаном.

Наиболее высокий уровень свойств лаковых покрытий достигнут при использовании в качестве модификатора фторполиуретанового олигомера в соотношении 90/10.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002. М.: МИСИС–ВИАМ, 2002. С. 23–47.
2. Железняк В.Г. Современные лакокрасочные материалы для применения в изделиях авиационной техники // Труды ВИАМ. 2019. № 5 (77). С. 62–67. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-62-67.
3. 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: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
5. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения // Защита и безопасность. 2014. № 4. С. 28–29.
6. Каблов Е.Н. Основные итоги и направления развития материалов для перспективной авиационной техники // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С. 20–26.
7. Кузнецова В.А., Тимошина Е.А., Шаповалов Г.Г., Железняк В.Г. Тенденции в области разработки матовых износостойких лакокрасочных покрытий // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). С. 132–144. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-132-144.
8. Романова А.В., Соколова Е.А., Разуваев А.В. Защитные износостойкие покрытия деталей машин // Сб. науч. тр. IX Всерос. науч.-техн. конф. с междунар. участием «Современные инновации в науке и технике». Курск, 2019. С. 313–316.
9. Gohardani O. Impact of erosion testing aspects on current and future flight conditions // Progress in Aerospace Science. 2011. Vol. 47. P. 280–303.
10. Меркулова Ю.И., Кузнецова В.А., Кодаченко Е.Н., Железняк В.Г. Исследование влияния химической природы грунтовочного слоя на свойства системы покрытий на основе фторполиуретановой эмали // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 110–119. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-110-119.
11. Сухарева Л.А. Полиэфирные покрытия: структура и свойства. М.: Химия, 1987. 192 с.
12. Козлова А.А., Кондрашов Э.К. Влияние молекулярной массы и элементного состава изоцианатов на свойства фторполиуретановых эмалей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). С. 92–100. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-92-100.

13. Кузнецова В.А., Тимошина Е.А., Шаповалов Г.Г., Куршев Е.В. Влияние модификации пленкообразующего на свойства износостойкого матового покрытия, используемого для защиты элементов кабины и панелей приборов авиационной техники // Труды ВИАМ. 2025. № 9 (151). С. 90–101. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.04.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-90-101.
14. Бобрышев А.Н., Козомазов В.Н., Козомазов Р.В. и др. Прочность и долговечность полимерных композитных материалов / под ред. В.И. Соломатова. Липецк: Ориус, 1994. 153 с.
15. Бобрышев А.Н., Козомазов В.Н., Бабин Л.О., Соломатов В.И. Синергетика композитных материалов. Липецк: Юлис, 2006. 170 с.
16. Бобрышев А.Н., Гумеров А.Ф., Жарин Д.Е. и др. Физико-механика долговечности и прочности композитных материалов. М.: Academia, 2007. 226 с.
17. 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: 24.04.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
18. Верхованцев В.В., Бабянец В.Д., Мулин Ю.А. Износостойкие покрытия из двухфазных полимер-олигомерных композиций // Лакокрасочные материалы и их применение. 1981. № 2. С. 26–27.
19. Стрекачинская Е.С., Верхованцев В.В., Грозинская З.П. Закономерности расслаивания растворов смесей олигомеров // Лакокрасочные материалы и их применение. 1980. № 4. С. 13–15.
20. Мюллер Б., Пот У. Лакокрасочные материалы и покрытия. Принципы составления рецептур. М.: Пейнт-Медиа, 2007. 237 с.
21. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kablov E.N. Aviation Materials Science in the 21st Century. Prospects and Tasks. *Aviation Materials. Selected Works of VIAM 1932–2002*. Moscow: MISiS–VIAM, 2002, pp. 23–47.
2. Zheleznyak V.G. Modern paint and varnish materials for use in aviation equipment products. *Trudy VIAM*, 2019, no. 5 (77), pp. 62–67. Available at: <http://www.viam-works.ru>. (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-62-67.
3. 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 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
4. Kablov E.N. New Generation Materials – the Basis for Innovation, Technological Leadership, and National Security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
5. Kablov E.N. New Generation Materials. *Zashchita i bezopasnost*, 2014, no. 4, pp. 28–29.
6. Kablov E.N. Main Results and Directions for the Development of Materials for Advanced Aviation Technology. *75th Anniversary. Aviation Materials*. Moscow: VIAM, 2007, pp. 20–26.
7. Kuznetsova V.A., Timoshina E.A., Shapovalov G.G., Zheleznyak V.G. Trends in the development of matte wear-resistant paint coatings. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), pp. 132–144. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-132-144.
8. Romanova A.V., Sokolova E.A., Razuvaev A.V. Protective wear-resistant coatings of machine parts. *Coll. sci. t. IX All-Rus. sc. and tech. conf. with int. participation «Modern innovations in science and technology»*. Kursk, 2019, pp. 313–316.
9. Gohardani O. Impact of erosion testing aspects on current and future flight conditions. *Progress in Aerospace Science*, 2011, vol. 47, pp. 280–303.

10. Merkulova Yu.I., Kuznetsova V.A., Kodachenko E.N., Zheleznyak V.G. Study of the influence of the primer layer's chemical nature on the properties of the coating system based on fluoropolyurethane enamel. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), pp. 110–119. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-110-119.
11. Sukhareva L.A. *Polyester coverings: structure and properties*. Moscow: Khimia, 1987, 192 p.
12. Kozlova A.A., Kondrashov E.K. Influence of molecular weight and elemental composition of isocyanates on the properties of fluoropolyurethane enamels. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), pp. 92–100. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-92-100.
13. Kuznetsova V.A., Timoshina E.A., Shapovalov G.G., Kurshev E.V. Influence of amodified film-forming agent on the properties of anti-wear matte coating used to protect cabin and dashboard components in aircraft. *Trudy VIAM*, 2025, no. 9 (151), pp. 90–101. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-9-90-101.
14. Bobryshev A.N., Kozomazov V.N., Kozomazov R.V. et al. *Strength and Durability of Polymer Composite Materials*. Ed. V.I. Solomatov. Lipetsk: Orius, 1994, 153 p.
15. Bobryshev A.N., Kozomazov V.N., Babin L.O., Solomatov V.I. *Synergetics of Composite Materials*. Lipetsk: Yulis, 2006, 170 p.
16. Bobryshev A.N., Gumerov A.F., Zharin D.E. et al. *Physicomechanics of Durability and Strength of Composite Materials*. Moscow: Academia, 2007, 226 p.
17. Gulyaev I.N., Klimenko O.N., Lonskii S.L., Slavin A.V., Cherfas L.V. Determination of the composition and structure of polymer composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 32–47. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 24, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-32-47.
18. Verkholtantsev V.V., Babyants V.D., Mulin Yu.A. Wear-resistant coatings from two-phase polymer-oligomer composites. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 1981, no. 2, pp. 26–27.
19. Strekachinskaya E.S., Verkholtantsev V.V., Grozinskaya Z.P. Patterns of stratification of oligomer mixture solutions. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 1980, no. 4, pp. 13–15.
20. Müller B., Pot U. *Paints and varnishes and coatings. Formulation principles*. Moscow: Paint-Media, 2007, 237 p.
21. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

Тимошина Екатерина Александровна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Кузнецова Вера Аркадьевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Марченко Сергей Андреевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ekaterina A. Timoshina, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Vera A. Kuznetsova, Head of Sector, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Sergey A. Marchenko, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.06.2026; получена после доработки 10.07.2026;
 одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.07.2026.
 The article was submitted 18.06.2026; received in revised form 10.07.2026;
 approved and accepted for publication after reviewing 14.07.2026

Обзорная статья

УДК 621.762.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-149-161

МЕТОДЫ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ МЕТАЛЛОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Д.С. Горлов¹, И.М. Иванов¹, Н.И. Артеменко¹

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

Аннотация. Работа посвящена анализу основных методов газотермического напыления, используемых для нанесения защитных и упрочняющих покрытий на основе металлопорошковых композиций. Приведены преимущества и недостатки различных методов газотермического напыления, а также основные физические условия процессов и характеристики получаемых покрытий. Показано, что выбор наиболее подходящего метода газотермического напыления покрытия делается исходя из компромисса между требуемым качеством и производительностью процесса.

Ключевые слова: газотермическое напыление, защитные и упрочняющие покрытия, металлические порошки, металлопорошковые композиции, атмосферное плазменное напыление, высокоскоростное газопламенное напыление, холодное напыление

Для цитирования: Горлов Д.С., Иванов И.М., Артеменко Н.И. Методы газотермического напыления металлопорошковых композиций // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 149–161. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-149-161.

Review article

THERMAL SPRAYING METHODS OF METAL-POWDER COMPOSITES

D.S. Gorlov¹, I.M. Ivanov¹, N.I. Artemenko¹

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 provides an analysis of the main thermal spraying methods used to apply protective and hardening coatings based on metal powder composites. The advantages and disadvantages of various thermal spraying methods are discussed, as well as the key physical conditions and characteristics of the resulting coatings. It is shown that the most optimal thermal spraying method for applying the coating application must be selected based on a compromise between the required quality and process productivity.

Keywords: thermal spraying, protective and hardening coatings, metal powders, metal-powder composites, atmospheric plasma spraying, high velocity oxygen fuel spraying, cold spraying

For citation: Gorlov D.S., Ivanov I.M., Artemenko N.I. Thermal spraying methods of metal-powder composites. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 149–161. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-149-161.

Введение

Разработка и внедрение новых материалов и технологий, способных заменить импортные аналоги, являются важнейшими составляющими технологического прогресса нашей страны в условиях перехода к шестому технологическому укладу [1–3]. Неотъемлемой частью создания современных материалов являются работы, связанные с продлением ресурса существующих деталей авиационной или иной техники путем нанесения на них защитных и упрочняющих покрытий. Существует множество способов нанесения функциональных покрытий, которые можно классифицировать по физической сущности процессов, лежащих в их основе: вакуумные, газотермические, химические, электрохимические и др.

Одним из востребованных в авиационной промышленности методов нанесения защитных и упрочняющих покрытий является газотермическое напыление (Thermal Spraying). К основным достоинствам этого метода относятся возможность использования большой номенклатуры материалов, отсутствие существенного перемешивания напыленного материала с материалом основы, низкая температура нагрева поверхности, возможность формирования многослойных покрытий, высокая степень автоматизации и практически полное исключение деформации обрабатываемой детали.

Основоположником данной технологии считается Макс Ульрих Шооп. В 1909 г. он организовал в Цюрихе предприятие по металлизации изделий, после чего разработал и запатентовал ряд устройств и технологических решений, включая газопламенный распылитель проволоки (1913 г.), электродуговой распылитель (1918 г.) и технологию газопламенного напыления металлических порошков (1921 г.). Именно поэтому в научно-технической литературе методы газотермического напыления иногда обозначаются термином «шоопирование». Существенное распространение данная технология получила после введения экологических ограничений на использование гальванического хромирования, обусловленных образованием соединений опасного для человека шестивалентного хрома [4].

Цель данной работы – анализ научно-технической информации о методах газотермического напыления защитных и упрочняющих покрытий, используемых в промышленности в настоящее время.

Методы газотермического напыления

Методы газотермического напыления покрытий на основе металлопорошковых композиций основаны на нагреве до расплавленного состояния, ускорении и транспортировке частиц исходного материала в высокоэнергетическом газовом потоке.

В качестве источников тепла могут использоваться пламя, плазменная дуга или электрическая энергия, обеспечивающие нагрев порошка до расплавленного состояния. Под воздействием высокоскоростного газового потока частицы порошка приобретают большую кинетическую энергию и доставляются на поверхность обрабатываемого изделия. При столкновении с подложкой они интенсивно деформируются и формируют тонкие слои (ламели), которые последовательно накапливаются. В результате быстрого охлаждения после удара частицы затвердевают и закрепляются на поверхности. В результате многократного осаждения формируется плотное покрытие заданной толщины [5–7].

Методы газотермического напыления классифицируются в зависимости от источников тепла и конфигурации газовой струи (рис. 1).

Далее подробно рассмотрены особенности различных методов газотермического напыления.



Рис. 1. Классификация методов газотермического напыления [5]

Атмосферное плазменное напыление

Атмосферное плазменное напыление (АПН) – наиболее распространенный метод формирования покрытий в авиадвигателестроении, запатентованный двумя группами исследователей: Giannini, Ducati (1950 г.) и Gage (1962 г.). Технология основывается на использовании плазменного генератора Гердиена, изобретенного еще в 1922 г. Жердьеном и Лотцем. В этом устройстве впервые получили сжатую дугу, стабилизированную водяным вихрем, – основной узел системы, обеспечивающий формирование высокотемпературного плазменного потока. В процессе АПН между катодом из вольфрама и водоохлаждаемым медным анодом (соплом) возникает электрическая дуга, за счет которой рабочий газ нагревается до состояния плазмы и выходит через сопло в виде высокоэнергетической плазменной струи (рис. 2). Частицы порошка, транспортируемые с помощью аргона или азота, подаются в эту струю и с большой скоростью доставляются к поверхности детали [8]. От энергии удара частиц о поверхность и повышения температуры значительная часть порошка переходит в расплавленное состояние, что способствует формированию покрытий с низкой пористостью и высокой адгезией [9]. Сочетание качества получаемых покрытий с высокой экономической эффективностью (табл. 1) обеспечило широкое применение технологии АПН, в том числе при создании теплозащитных покрытий [2, 3].

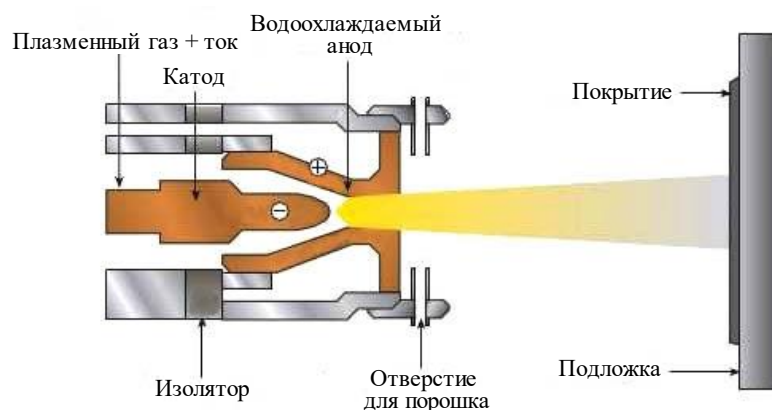


Рис. 2. Схема плазмотрона [8]

Таблица 1

Достоинства и недостатки атмосферного плазменного напыления

Достоинства	○ Стабильное качество покрытия ○ Возможность точно наносить покрытия практически любой толщины ○ Возможность наносить покрытия на детали практически любой формы и размеров (ограничено только размерами бокса) ○ Возможность наносить тугоплавкие металлы и керамики ○ Практически 100%-ная воспроизводимость химического состава покрытия ○ Высокий уровень автоматизации
Недостатки	○ Высокая стоимость оборудования ○ Высокий уровень шума ○ Сложность нанесения покрытий на мелкие детали (низкий коэффициент использования материала) ○ Пористость покрытий не менее 5–7 %

Атмосферное плазменное напыление из суспензии или раствора

Метод АПН применяется для напыления частиц размером ≥ 10 мкм, поскольку частицы меньшего размера не обладают необходимой текучестью [10]. Для напыления более мелкодисперсных частиц разработаны технологии плазменного напыления суспензий (Suspension Plasma Spraying) и растворов-прекурсоров (Solution Precursor Plasma Spraying). Суспензия или раствор подаются в плазменную струю с помощью дозирующей системы. В процессе полета происходят испарение жидкости, термическое разложение прекурсоров (в случае растворов) и формирование мелкодисперсных частиц. Эти частицы нагреваются, ускоряются и достигают поверхности подложки в высокопластичном или частично расплавленном состоянии. При ударе о поверхность частицы быстро деформируются и формируют тонкие слои, однако из-за малых размеров исходных частиц структура покрытия становится более плотной и однородной по сравнению с покрытиями, полученными традиционным методом АПН (табл. 2) [5].

Таблица 2

Достоинства и недостатки атмосферного плазменного напыления из суспензии или раствора

Достоинства	○ Возможность получения наноструктурированных и ультратонких покрытий ○ Более высокие однородность и плотность покрытия по сравнению с порошковым атмосферным плазменным напылением ○ Возможность получения покрытий с регулируемой пористостью и микроструктурой ○ Расширение спектра материалов
Недостатки	○ Высокая стоимость оборудования ○ Сложность стабильной подачи суспензии/раствора ○ Ограниченная производительность процесса

Плазменное напыление при низком давлении/в вакууме

Плазменное напыление при низком давлении (Low Pressure Plasma Spray) или в вакуумной среде (Vacuum Plasma Spray) применяется для получения покрытий с повышенными чистотой, адгезией и плотностью (табл. 3). Процесс осуществляется в камере с низким давлением (как правило, в диапазоне $10\text{--}10^4$ Па), что позволяет существенно ослабить взаимодействие частиц с окружающей атмосферой. В результате напыляемый порошок окисляется, азотируется и загрязняется в меньшей степени, что особенно важно при работе с активными металлами и сплавами (титановыми, никелевыми и кобальтовыми).

В условиях низкого давления плазменная струя характеризуется большей длиной свободного пробега частиц и сниженной теплопотерей, что обеспечивает более стабильный тепловой и кинетический режим полета порошковых частиц. Частицы порошка, вводимые в плазменный поток, ускоряются и нагреваются до расплавленного или высокопластичного состояния, при этом их окисление и испарение минимизируются. При ударе о поверхность подложки они интенсивно деформируются, формируя плотную ламеллярную структуру покрытия с низкой пористостью. Вакуумные условия способствуют улучшению смачивания подложки расплавленными частицами, что повышает адгезию покрытия [5, 11].

Таблица 3

Достоинства и недостатки плазменного напыления при низком давлении/в вакууме

Достоинства	○ Минимальные окисление и загрязнение частиц ○ Получение плотных, низкопористых (<1 %) покрытий с высокой адгезионной прочностью ○ Возможность работы с реакционно-активными материалами
Недостатки	○ Высокая сложность оборудования ○ Повышенные энергозатраты ○ Ограниченная производительность процесса

Дуговое напыление проволокой

Дуговое напыление проволокой, также известное как электродуговое напыление (Arc Wire Spraying/Electric Arc Spraying), основано на плавлении металлического материала за счет электрической дуги. В процессе используются две токопроводящие проволоки, подаваемые навстречу друг другу. При их контакте возникает электрическая дуга, которая расплавляет концы проволок. Образующийся расплав диспергируется струей сжатого газа (обычно воздуха) на мелкие капли, которые ускоряются и направляются на поверхность подложки (рис. 3).

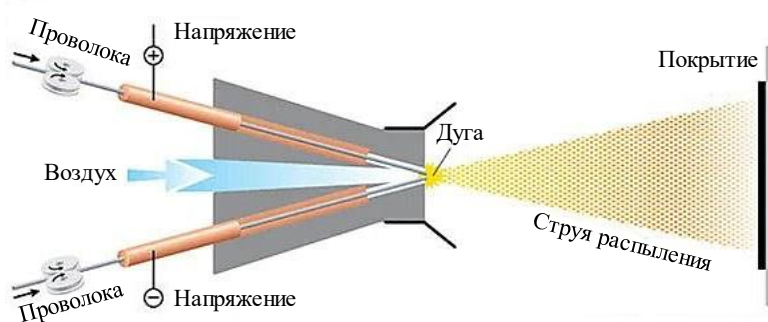


Рис. 3. Схема процесса дугового напыления проволокой

К основным достоинствам дугового напыления относятся высокая производительность процесса, отсутствие нерасплавленных частиц и сравнительно небольшое температурное воздействие на обрабатываемую поверхность (табл. 4). Благодаря этим особенностям данный способ считается одним из наиболее экономически выгодных методов газотермического формирования покрытий. Вместе с тем получаемые покрытия могут характеризоваться повышенной пористостью и низкой адгезией, что сужает область практического применения данного способа [5].

Дуговое напыление обычно используется при нанесении покрытий на основе алюминия и цинка, предназначенных для защиты от коррозии стальных конструкций. Кроме того, технология применяется при восстановлении геометрических размеров деталей, подвергшихся изнашиванию в процессе эксплуатации.

Таблица 4

Достоинства и недостатки дугового напыления проволокой

Достоинства	○ Высокая производительность процесса ○ Простота реализации и обслуживания ○ Возможность наносить покрытия на детали практически любой формы и размеров (ограничено только размерами бокса) ○ Относительно низкая стоимость оборудования и эксплуатации ○ Высокий коэффициент использования материала ○ Низкая теплопередача подложке
Недостатки	○ Повышенное окисление частиц ○ Высокая пористость и низкая адгезия покрытий

Газопламенное напыление

Газопламенное напыление было первой разработанной технологией газотермического напыления и до настоящего времени остается одним из наиболее доступных методов формирования покрытий. Сущность процесса заключается в образовании мелких капель расплавленного в потоке пламени металла и их переносе на поверхность изделия, где они последовательно осаждаются и образуют сплошной защитный слой. Пламя создается ацетилен-кислородной или пропан-кислородной горелкой (рис. 4). Метод предназначен для нанесения покрытий из сплавов на основе железа, никеля, меди, алюминия или цинка [7]. Достоинства и недостатки данного метода приведены в табл. 5.

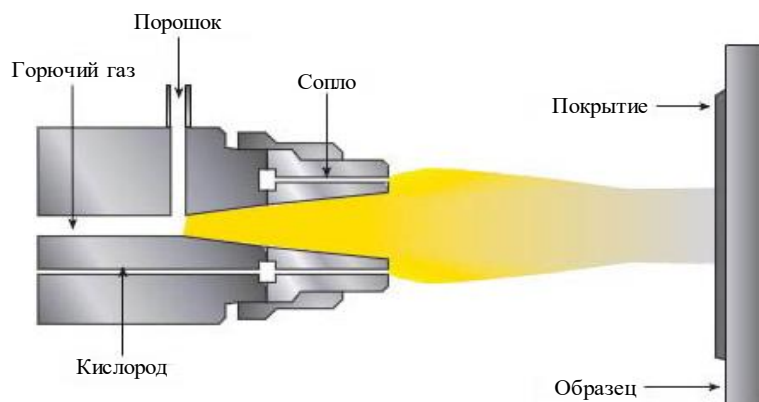


Рис. 4. Схема газопламенной горелки [6]

Таблица 5

Достоинства и недостатки газопламенного напыления

Достоинства	○ Стабильное качество покрытия ○ Возможность точно наносить покрытия практически любой толщины ○ Возможность наносить покрытия на детали практически любой формы и размеров ○ Практически 100%-ная воспроизводимость химического состава покрытия ○ Доступен высокий уровень автоматизации ○ Высокая доступность оборудования
Недостатки	○ Пористость покрытий не менее 5–7 % ○ Сложность нанесения покрытий на мелкие детали (низкий коэффициент использования материала)

Детонационное напыление

Детонационное напыление (D-Gun), представляющее собой разновидность газопламенного напыления, изобретено в 1955 г. Х.Б. Сарджентом, Р.М. Пурманом и Х. Минойой. В 1960-х гг. технологию существенно усовершенствовали в Институте электросварки им. Е.О. Патона. Позднее эти наработки стали доступны на международном рынке благодаря компании Demeton Technologies (Западный Вавилон, США). Установка для детонационного напыления состоит из камеры и водоохлаждаемой сопловой трубы (рис. 5). В рабочую камеру подается топливная смесь, состоящая, как правило, из ацетилена и кислорода, а также дозированное количество напыляемого порошкового материала. После зажигания электрической искры происходят сгорание и взрыв топливной смеси, сопровождаемые образованием ударной волны со скоростью ~800 м/с. Под воздействием ударной волны частицы порошка при столкновении с поверхностью изделия формируют очень плотное покрытие с высокими эксплуатационными характеристиками. Данный метод особенно востребован при формировании износостойких покрытий на основе карбидных и оксидных соединений, хотя также может применяться для получения толстых жаростойких покрытий (табл. 6) [7].

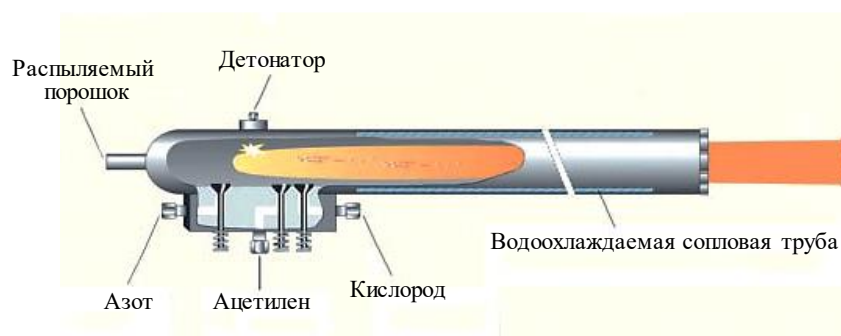


Рис. 5. Схема детонационной пушки

Таблица 6

Достоинства и недостатки детонационного напыления

Достоинства	○ Стабильное качество покрытия ○ Возможность точно наносить покрытия практически любой толщины ○ Возможность наносить покрытия на детали практически любой формы и размеров (ограничено только размерами бокса) ○ Возможность наносить тугоплавкие металлы и керамики ○ Практически 100%-ная воспроизводимость химического состава покрытия ○ Высокий уровень автоматизации ○ Высокая экономичность процесса ○ Пористость покрытий не более 1 % ○ Высокая адгезия
Недостатки	○ Высокая стоимость оборудования ○ Высокий уровень шума ○ Невысокая производительность процесса ○ Высокая газонасыщенность покрытий

Высокоскоростное газопламенное напыление

Развитием технологий газотермического напыления стало высокоскоростное газопламенное напыление, которое подразделяется на кислородно-топливное (High Velocity Oxygen Fuel (HVOF)) и воздушно-топливное (High Velocity Air Fuel (HVOF)). Первый метод, использующий в качестве топлива систему «керосин–кислород», разработан в 1958 г. компанией Union Carbide (в настоящее время входит в компанию Praxair

Surface Technologies, Inc.). Однако практическое применение этой технологии началось только в 1980 г., когда Джеймс Браунинг разработал специализированную установку для высокоскоростного формирования покрытий (рис. 6). Вторым методом использует систему «пропан–воздух» и также разработан Джеймсом Браунингом в 1992 г. как более дешевая альтернатива методу HVOF.

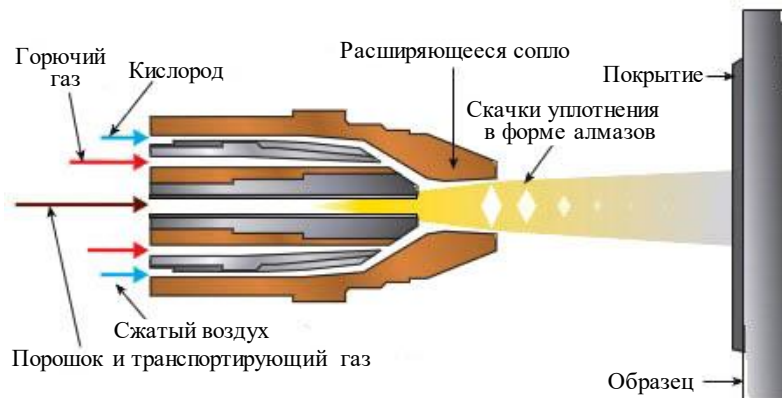


Рис. 6. Схема горелки для высокоскоростного кислородно-топливного напыления [3]

При высокоскоростном газопламенном напылении используется сверхзвуковой поток продуктов сгорания, что обеспечивает значительно более высокую скорость частиц. Это способствует формированию покрытий с улучшенными плотностью и адгезией (табл. 7). Данная технология применяется для нанесения порошков на основе карбидов вольфрама и хрома, а также из никелевых, кобальтовых и железных сплавов [7]. Кроме того, для данного метода, так же как и для АПН, разработаны варианты использования суспензий и растворов-прекурсоров в качестве исходного материала.

Таблица 7

Достоинства и недостатки высокоскоростного газопламенного напыления

Достоинства	○ Стабильное качество покрытия ○ Возможность точно наносить покрытия практически любой толщины ○ Возможность наносить покрытия на детали практически любой формы и размеров (ограничено только размерами бокса) ○ Возможность наносить тугоплавкие металлы и керамики ○ Практически 100%-ная воспроизводимость химического состава покрытия ○ Высокий уровень автоматизации ○ Пористость покрытий не более 0,5 % ○ Высокая адгезия
Недостатки	○ Высокая стоимость оборудования ○ Высокий уровень шума ○ Сложность нанесения покрытий на мелкие детали (низкий коэффициент использования материала)

Кинетическое напыление

Кинетическое (холодное) напыление (Cold Spraying) относится к газодинамическим методам нанесения покрытий и принципиально отличается от традиционных газотермических процессов отсутствием плавления напыляемого порошка. Порошковые частицы разгоняются до скоростей выше скорости звука (как правило, 300–1200 м/с) в потоке газа (азот, гелий или воздух), нагретого до сравнительно умеренных температур (обычно ниже температуры плавления). Ускорение осуществляется в сопле Лавала за счет расширения потока газа (рис. 7).

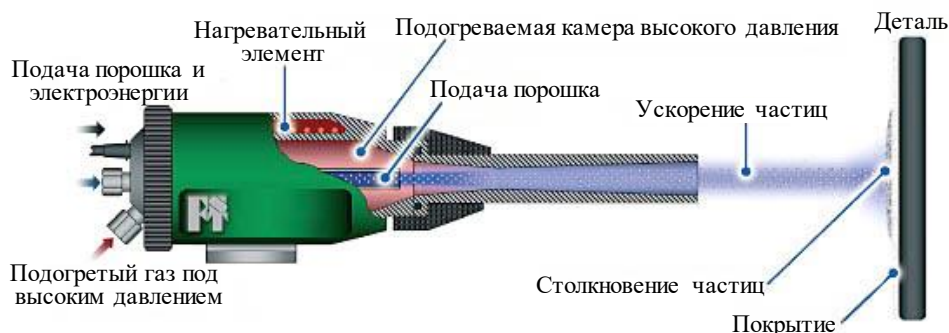


Рис. 7. Схема кинетического (холодного) напыления

Отсутствие плавления материала позволяет минимизировать окисление, термическое разложение и фазовые превращения. Покрытия, полученные методом кинетического напыления, характеризуются низкой пористостью и сохранением исходной фазовой структуры порошка. Кроме того, данный метод широко используется для восстановления геометрических размеров деталей без значительного теплового воздействия на подложку [5].

Однако кинетическое напыление требует использования высоконапорных газовых систем и точного контроля параметров процесса. Ограничением являются сложность осаждения твердых и хрупких материалов, а также сравнительно высокая стоимость оборудования, особенно при использовании гелия в качестве рабочего газа (табл. 8). Обычно данный метод применяется для ремонта деталей, защиты от коррозии [12] или изнашивания [13].

Таблица 8

Достоинства и недостатки кинетического (холодного) напыления

Достоинства	○ Отсутствие плавления и минимальное окисление ○ Сохранение фазового состава и структуры материала ○ Низкая пористость и высокая плотность покрытий ○ Минимальное тепловое воздействие на подложку ○ Практически 100%-ная воспроизводимость химического состава покрытия ○ Высокий уровень автоматизации ○ Пористость покрытий не более 0,5 % ○ Высокая адгезия
Недостатки	○ Высокая стоимость оборудования ○ Необходимость высокого давления газа ○ Сложность осаждения твердых и хрупких материалов

Результаты и обсуждение

Анализ научно-технической литературы в области газотермического напыления показал разнообразие методов нанесения. В табл. 9 представлены физические условия процессов и характеристики покрытий, получаемых с использованием рассмотренных методов газотермического напыления.

Методы газотермического напыления существенно отличаются по температуре и скорости частиц, что напрямую влияет на структуру и свойства покрытий. Наиболее высокие температуры характерны для плазменных методов (особенно АПН), что обеспечивает хорошее плавление частиц, но сопровождается повышенным окислением и пористостью. Метод АПН позволяет создавать износостойкие и коррозионностойкие, термобарьерные, антифрикционные и другие типы покрытий из металлов, керамики, металлокерамики и композитов [14, 15].

**Физические условия процессов и характеристики покрытий,
получаемых с использованием технологий газотермического напыления [5]**

Процесс	Температура струи, К	Скорость струи, м/с	Максимальная температура частиц, К	Скорость частиц, м/с	Пористость покрытия, %	Расход порошка, г/мин
Атмосферное плазменное напыление	15000	300–1000	>4100	200–800	5–10	50–150
	5300–8600	–	–	240–1220	–	80–380
	5300–25000			240–1200		–
	5300–11300			30–180	<2	80–380
	19000			100–300	0,5–10	8–170
Плазменное напыление при низком давлении/ в вакууме	12000	200–600	>4100	200–600	1–10	25–150
	8600	–	–	240–610	–	180
	–			–		–
	11300			240–610	<0,5	170
	–			–	–	–
Дуговое напыление проволокой	>25000	50–100	>4100	50–100	5–20	150–2000
	5800	–	–	240	–	270
	3300–6300			50–150		–
	5800			240	2–8	150–2000
	4300–6800			80–150	10–25	17–830
Газопламенное напыление	3500	50–100	2800	50–100	10–15	30–50
	2500–3100	–	–	30–180	–	120–150
	3300			40–100		–
	2500–3100			30–180	6–15	120–150
	–			–	–	–
Детонационное газопламенное напыление	5500	>1000	–	–	<5	–
	4200	–		910	–	17
	–			–		–
	3400			910	<1	17
Высокоскоростное газопламенное напыление	5500	500–200	3600	300–1000	<5	15–50
	3400	–	–	610–1060	–	230
	3300			400–800		–
	3400			610–1500	<0,5	230
	2900–3400			550–1000	0,5–5	17–170
Кинетическое (холодное) напыление	–	–	–	–	–	–
	300			400–800		
	–			–		

Плазменное напыление при низком давлении позволяет снизить пористость и получить более плотные и чистые покрытия. Чаще всего данный метод используют для нанесения жаростойких и антикоррозионных покрытий из сплавов типа MeCrAlY (где Me – Ni, Co или их соединения); металлов Ni, Co, Ti и их сплавов; керамических материалов (оксиды алюминия, циркония, карбиды WC, Cr₃C₂).

Методы дугового и газопламенного напыления характеризуются более низкими скоростями и температурами частиц, благодаря чему полученные таким способом покрытия обладают большей пористостью и низкой однородностью. Тем не менее эти методы являются экономичными и производительными.

Метод HVOF и детонационное напыление обеспечивают высокие скорости частиц при умеренных температурах, что способствует формированию покрытий с низкой пористостью и необходимыми механическими свойствами.

Кинетическое напыление принципиально отличается отсутствием плавления частиц: покрытие формируется за счет их высокой скорости и пластической деформации.

Это позволяет использовать данный метод для формирования покрытий с высокой плотностью и в то же время минимально термически воздействовать на материал основы.

Таким образом, прослеживается следующая закономерность: повышение скорости частиц и снижение их перегрева способствуют уменьшению пористости и улучшению качества покрытий.

Представленные результаты можно использовать при выборе оптимального метода газотермического напыления исходя из компромисса между требуемыми основными характеристиками покрытия и производительностью процесса.

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

Заключения

Создание материалов нового поколения, разработка и внедрение импортозамещающих технологий обеспечивают технологическое развитие России в современных условиях. Одним из этапов разработки современных материалов являются исследования, связанные с продлением ресурса существующих деталей авиационной или иной техники путем нанесения на них защитных и упрочняющих покрытий. Способы нанесения функциональных покрытий классифицируют по физической сущности процессов, лежащих в их основе: вакуумные, газотермические, химические, электрохимические и др.

Наиболее распространен метод газотермического нанесения покрытий, среди особенностей которого следует выделить: возможность нанесения покрытий из различных материалов, отсутствие перемешивания материалов основы и покрытия, незначительный нагрев поверхности при нанесении, осуществимость многослойного нанесения, автоматизация процесса, минимальная деформация подложки.

Представленную информацию можно использовать при выборе оптимального метода газотермического нанесения покрытия исходя из различных задач при получении защитных и упрочняющих покрытий с повышенным уровнем свойств.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
2. Андронов А.А., Золотухин Д.Б., Сальников С.А., Тюньков А.В., Юшков Ю.Г. Перспективы использования цирконата гадолиния в качестве керамического слоя теплозащитного покрытия (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2026. № 1 (82). С. 232–254. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-232-254.
3. 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: 13.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
4. Siegmans S., Abert C. 100 years of thermal spray: About the inventor Max Ulrich Schoop // Surface and Coatings Technology. 2013. Vol. 220. P. 3–13. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.10.0134.
5. Tejero-Martin D., Rezvani Rad M., McDonald A., Hussain T. Beyond Traditional Coatings: A Review on Thermal-Sprayed Functional and Smart Coatings // Journal of Thermal Spray Technology. 2019. Vol. 28. No.10. P. 598–644. DOI: 10.1007/s11666-019-00857-1.
6. Буткевич М.Н., Пузряков А.Ф., Белокуров В.Н. Газотермические методы напыления для оборудования предприятий бытового обслуживания // Сервис в России и за рубежом. 2014. № 4 (51). С. 32–48. DOI: 10.12737/4850.

7. Балдаев Л.Х., Сазонов Е.Г., Гирфанова А.Г., Федорова М.О. Модификация теплозащитных покрытий на основе стабилизированного ZrO_2 методом нанесения «холодных» керамических композиций // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 4 (81). С. 136–142. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-136-142.
8. Артеменко Н.И. Исследование режимов работы серийного плазмотрона Metco F4 с использованием плазмообразующих газов аргона и азота // *Труды ВИАМ*. 2018. № 5 (65). С. 76–89. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-76-89.
9. Crawmer D.E. Thermal Spray Processes // *Handbook of Thermal Spray Technology*. ASM International, 2013. P. 54–76.
10. Fauchais P., Vardelle M., Vardelle A., Goutier S. What do we know, what are the current limitations of suspension plasma spraying? // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2015. Vol. 24 (7). P. 1120–1129. DOI: 10.1007/s11666-015-0286-3.
11. Young E.J., Mateeva E., Moore J.J. et al. Low Pressure Plasma Spray Coatings // *International Conference on Metallurgical Coatings Thin Films*. 2000. Vol. 377–378. P. 788–792. DOI: 10.1016/S0040-6090(00)01452-8.
12. 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: 13.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-55-65.
13. Дуюнова В.А., Леонов А.А., Трофимов Н.В., Мухина И.Ю., Уридия З.П., Токарев М.С. Влияние газодинамического напыления порошковых материалов на адгезию лакокрасочных покрытий, коррозию, механические свойства магниевых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2026. № 3 (157). С. 54–65. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-54-65.
14. Bagade V.U., Duraiselvam M., Sarangi N., Parthiban K. Laser Surface Texturing to Enhance Cu-NiIn Anti-Fretting Coating Adhesion on Ti6Al4V Alloy for Aerospace Application // *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*. 2020. Vol. 7. Art. 2. DOI: 10.1007/s40516-020-00114-2.
15. Niu Z., Zhou W.-L., Wang C. et al. Fretting wear mechanism of plasma-sprayed CuNiIn coating on Ti-6Al-4V substrate under plane/plane contact // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 408. Art. 126794. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126794.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
2. Andronov A.A., Zolotukhin D.B., Salnikov S.A., Tyunkov A.V., Yushkov Yu.G. Prospects of using gadolinium zirconate as a ceramic layer of thermal protective coating (review). *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 232–254. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-232-254.
3. 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: May 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
4. Siegmans S., Abert C. 100 years of thermal spray: About the inventor Max Ulrich Schoop. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 220, pp. 3–13. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.10.0134.
5. Tejero-Martin D., Rezvani Rad M., McDonald A., Hussain T. Beyond Traditional Coatings: A Review on Thermal-Sprayed Functional and Smart Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2019, vol. 28, no. 10, pp. 598–644. DOI: 10.1007/s11666-019-00857-1.
6. Butkevich M.N., Puzryakov A.F., Belokurov V.N. Gas-thermal spraying methods for equipment of consumer service enterprises. *Servis v Rossii i za rubezhom*, 2014, no. 4 (51), pp. 32–48. DOI: 10.12737/4850.

7. Baldaev L.H., Sazonov E.G., Girfanova A.G., Fedorova M.O. Modification of heat-protective coatings based on stabilized ZrO₂ by applying cold ceramic compositions. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 136–142. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-136-142.
8. Artemenko N.I. Research of the operation modes of the Metco F4 serial plasma-gun using plasma-forming gases argon and nitrogen. *Trudy VIAM*, 2018, no. 5 (65), pp. 76–89. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 20, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-5-76-89.
9. Crawmer D.E. Thermal Spray Processes. *Handbook of Thermal Spray Technology*. ASM International, 2013, pp. 54–76.
10. Fauchais P., Vardelle M., Vardelle A., Goutier S. What do we know, what are the current limitations of suspension plasma spraying? *Journal of Thermal Spray Technology*, 2015, vol. 24 (7), pp. 1120–1129. DOI: 10.1007/s11666-015-0286-3.
11. Young E.J., Mateeva E., Moore J.J. et al. Low Pressure Plasma Spray Coatings. *International Conference on Metallurgical Coatings Thin Films*, 2000, vol. 377–378, pp. 788–792. DOI: 10.1016/S0040-6090(00)01452-8.
12. 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: May 13, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-55-65.
13. Duyunova V.A., Leonov A.A., Trofimov N.V., Mukhina I.Yu., Uridia Z.P., Tokarev M.S. Effect of gas-dynamic spraying of powder materials on the adhesion of paint coatings, corrosion, and mechanical properties of magnesium alloys. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 54–65. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 13, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-54-65.
14. Bagade V.U., Duraiselvam M., Sarangi N., Parthiban K. Laser Surface Texturing to Enhance CuNiIn Anti-Fretting Coating Adhesion on Ti6Al4V Alloy for Aerospace Application. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2020, vol. 7, art. 2. DOI: 10.1007/s40516-020-00114-2.
15. Niu Z., Zhou W.-L., Wang C. et al. Fretting wear mechanism of plasma-sprayed CuNiIn coating on Ti–6Al–4V substrate under plane/plane contact. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 408, art. 126794. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126794.

Информация об авторах

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

Иванов Иван Максимович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Артемченко Никита Игоревич, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Ivan M. Ivanov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikita I. Artemenko, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 23.06.2026.
The article was submitted 18.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 23.06.2026.

Обзорная статья

УДК 54.052:54.057:542.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-162-172

АКТИВИРОВАННЫЕ УГЛИ ИЗ ВОЗОБНОВЛЯЕМОЙ РАСТИТЕЛЬНОЙ БИОМАССЫ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ОТХОДОВ: СОСТАВ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА (обзор)

Е.В. Сивенкова^{1,2}, Р.Ю. Новоторцев², А.В. Славин¹, Д.Д. Кречетов¹, С.В. Савилов^{1,2}

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

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова», Москва, Россия; dekanat@chem.msu.ru

Аннотация. Представлен сравнительный анализ методов синтеза и физико-химических свойств активированных углей и высокопроводящей сажи из возобновляемой биомассы (рисовой шелухи, лигносульфоната натрия) и отходов целлюлозно-бумажного производства. Показано, что активация гидроксидом, карбонатом и гидрокарбонатом калия позволяет получать угли с удельной поверхностью до 3050 м²/г для применения в качестве электродных материалов суперконденсаторов. Показана перспектива использования высокопроводящей сажи в электропроводящих покрытиях и в качестве армирующего наполнителя шин и наполненных пластиков.

Ключевые слова: активированный уголь, биомасса, лигносульфонат натрия, угли из рисовой шелухи, карбонат и гидрокарбонат калия, суперконденсатор, токопроводящая сажа

Для цитирования: Сивенкова Е.В., Новоторцев Р.Ю., Славин А.В., Кречетов Д.Д., Савилов С.В. Активированные угли из возобновляемой растительной биомассы и производственных отходов: состав, структура, свойства (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 162–172. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-162-172.

Review article

ACTIVATED CARBON FROM RENEWABLE PLANT BIOMASS AND INDUSTRIAL WASTE: COMPOSITION, STRUCTURE, PROPERTIES (review)

E.V. Sivenkova^{1,2}, R.Yu. Novotortsev², A.V. Slavin¹, D.D. Krechetov¹, S.V. Savilov^{1,2}

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

²Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education Lomonosov Moscow State University, Moscow, Russia; dekanat@chem.msu.ru

Abstract. A comparative analysis is presented regarding the synthesis methods and physico-chemical properties of activated carbons and highly conductive carbon black derived from renewable biomass (rice husks, sodium lignosulfonate) and pulp and paper industry waste. It is demonstrated that activation with potassium hydroxide, carbonate, or bicarbonate yields carbons with specific surface areas of up to 3050 m²/g, suitable for use as electrode materials in supercapacitors. The potential for using highly conductive carbon black in electrically conductive coatings and as a reinforcing filler for tires and filled plastics is also highlighted.

Keywords: activated carbon, biomass, sodium lignosulfonate, rice husk charcoal, potassium carbonate and bicarbonate, supercapacitor, carbon black

For citation: Sivenkova E.V., Novotortsev R.Yu., Slavin A.V., Krechetov D.D., Savilov S.V. Activated carbon from renewable plant biomass and industrial waste: composition, structure, properties (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 162–172. Available at: <http://www.journal.viam.ru>. DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-9-162-172.

Введение

В настоящее время особое внимание привлекают возобновляемые природные ресурсы и экологически безопасные технологии их переработки с целью получения важных для промышленности веществ. Критерий эффективного малоотходного производства – полное использование компонентов исходного сырья. Переработка углеродсодержащего сырья, получаемого из биомассы, является одним из наиболее перспективных подходов к получению функциональных материалов. Актуальность исследований в данной области связана с необходимостью создания активированных углей для многих отраслей из возобновляемых растительных сельскохозяйственных источников и промышленных отходов целлюлозно-бумажных производств [1].

В авиастроении углеродные материалы из биомассы и производственных отходов могут находить применение благодаря их уникальным физико-химическим свойствам, низкой плотности (или массе) и технологичности [1]. Одна из ключевых областей применения таких материалов – авиационные лакокрасочные материалы, в частности защитные покрытия, предназначенные для снятия статического электричества с внешних поверхностей деталей из полимерных композиционных материалов для современных изделий авиационной техники [2–4]. Введение углеродных компонентов в качестве модифицирующих добавок потенциально способно расширить отечественную сырьевую базу подобных материалов и одновременно снизить привес покрытия по сравнению с покрытиями, содержащими металлические порошки [2]. Формирование барьерного эффекта при введении углеродных и минеральных частиц в полимерные матрицы препятствует проникновению влаги и агрессивных химических реагентов к защищаемой поверхности, что критически важно для фюзеляжей и конструктивных элементов воздушных судов [5, 6]. Помимо самих углей, побочные продукты переработки биомассы, такие как получаемый из золы диоксид кремния, также рассматриваются как реологические модификаторы для лакокрасочной промышленности [7]. Систематизация подходов к применению неметаллических функциональных наполнителей, в том числе получаемых из возобновляемого природного сырья, также рассматривается применительно к антифрикционным покрытиям авиационного назначения [8].

Другое важное направление для развития современной техники – создание автономных источников тока. Переработка растительной биомассы позволяет получать высокоэффективные электродные материалы для таких устройств хранения энергии, как суперконденсаторы, литий-ионные аккумуляторы и проточные батареи [9]. Карбонизация сырья с последующей физической и химической активацией дает возможность формировать трехмерные пористые структуры с высокоразвитой поверхностью. Введение гетероатомов в подобные структуры изменяет электронные свойства материала и увеличивает число активных центров, участвующих в обратимых окислительно-восстановительных реакциях, что способствует эффективному накоплению заряда в автономных источниках тока [9]. В рамках данного обзора в качестве перспективных прекурсоров и функциональных углеродных материалов рассматриваются три основных объекта: угли из рисовой шелухи, угли из лигносульфоната натрия и высокопроводящая сажа, полученная высокотемпературной карбонизацией лигнино-углеводного сырья.

Цель работы – систематизация современных данных о составе, особенностях формирования структуры и физико-химических свойствах активированных углей и высокопроводящих саж, получаемых из возобновляемой биомассы и производственных

отходов. Основная задача работы заключается в комплексном анализе взаимосвязи между исходным сырьем, условиями его термической и химической модификации и эксплуатационными характеристиками конечных углеродных материалов. Рассмотрены перспективы их практического применения в авиационной отрасли, в производстве лакокрасочных материалов, наполненных пластиков и электродных компонентов автономных источников тока.

Несмотря на различие в химической природе рассматриваемых прекурсоров, для большинства из них применяется общая методологическая схема получения пористых углеродных материалов, включающая стадию термической карбонизации сырья в инертной атмосфере и последующую химическую активацию (см. рисунок) [10–12]. Варьирование параметров данной схемы позволяет менять итоговые текстурные характеристики и область практического применения получаемого материала.



Обобщенная двухстадийная схема получения активированных углей из растительной биомассы: карбонизация с последующей химической активацией гидроксидом калия [10–12]

Угли из рисовой шелухи

Рисовая шелуха является крупнотоннажным сельскохозяйственным отходом. Ежегодное мировое производство риса-сырца превышает 700 млн т, а рисовая шелуха составляет ~20 % массы зерна, что делает данное сырье одним из наиболее доступных возобновляемых источников углерода [11]. Шелуха состоит преимущественно из целлюлозы, гемицеллюлозы, лигнина и минеральной золы. Синтез функциональных материалов из данного вида сельскохозяйственных отходов базируется на разделении органической и неорганической фаз. Содержание основных химических компонентов может варьироваться в широких пределах в зависимости от сорта риса и региона его произрастания [7].

Согласно данным низкотемпературной адсорбции азота, приведенным в работе [7], образцы аморфного кремнезема, полученные термическим способом из рисовой шелухи, характеризуются удельной поверхностью 230–479 м²/г и средним диаметром пор 3,9–4,4 нм. Для сравнения: образцы кремнезема, выделенные из соломы риса, характеризуются меньшей удельной поверхностью (8,6–102 м²/г) и более широким распределением пор по размерам (9,9–85,7 нм), что указывает на определяющее влияние вида сырья и способа его переработки на текстурные параметры конечного продукта. Таким образом, рисовая шелуха – перспективное сырье для получения материалов с развитой удельной поверхностью, в том числе сорбентов.

В процессе карбонизации органических компонентов рисовой шелухи происходит образование гидрофобных продуктов пиролиза – углей, изменяющих свойства поверхности получаемой золы. Варьируя температурный режим и продолжительность

термообработки, можно получать продукт пиролиза с заданной гидрофобностью и сорбционными свойствами. Так, согласно данным работы [13], карбонизация рисовой шелухи при 750 °С с последующей химической активацией гидроксидом калия при 850 °С позволяет увеличить удельную поверхность материала до 3050 м²/г. При этом доля графитизированного углерода в структуре превышает 15 % согласно данным рентгеновской дифракции и рамановской спектроскопии. Аналогичные результаты получены для двухстадийного процесса карбонизации рисовой шелухи с последующей активацией КОН в атмосфере азота. В работе [10] установлено, что активация позволяет достичь удельной поверхности материала 2700 м²/г и общего объема пор 1,54 см³/г. Электрохимическое тестирование таких активированных углей в трехэлектродных ячейках с электролитами 1 М Na₂SO₄ и 1 М Na₂SO₄ с добавлением 0,03 М K₃Fe(CN)₆ продемонстрировало существенный прирост удельной емкости за счет дополнительного псевдоемкостного вклада окислительно-восстановительной пары [Fe(CN)₆]³⁻/[Fe(CN)₆]⁴⁻, что указывает на перспективность применения полученных материалов в качестве электродов суперконденсаторов [10]. Дополнительным подтверждением эффективности активации рисовой шелухи при помощи КОН служат данные работы [14]. Активация гидроксидом калия обеспечивает формирование развитой пористой структуры с удельной поверхностью до 2363,7 м²/г, что превышает значения для активированных углей из подсолнечной (786,1 м²/г) и соевой (642,4 м²/г) лузги, полученных в тех же условиях [14]. Обобщенные данные по текстурным характеристикам активированных углей приведены в табл. 1.

Таблица 1

Текстурные характеристики активированных углей из рисовой шелухи и других агропромышленных отходов при разных условиях синтеза [10, 13, 14]

Прекурсор, метод получения	Температура карбонизации/активации, °С	Удельная поверхность $S_{уд}$, м ² /г	Объем пор $V_{пор}$, см ³ /г	Литературный источник
Рисовая шелуха, карбонизация без активации	750	210	–	[13]
Рисовая шелуха + КОН	850	3050	–	[13]
Рисовая шелуха, двухстадийная карбонизация + КОН	700–900	2700	1,54	[10]
Рисовая шелуха + КОН	600–750	2363,7	–	[14]
Лузга подсолнечника + КОН	800	786,1	–	[14]
Соевая лузга + КОН	800	642,4	–	[14]

Наряду с гидроксидом калия в качестве активирующего агента для рисовой шелухи и других видов биомассы рассматриваются карбонат и гидрокарбонат калия, которые при термическом разложении также генерируют оксид калия и газообразные продукты, обеспечивающие формирование пористой структуры. Однако при этом такие активаторы менее агрессивны по отношению к технологическому оборудованию. Показано, что предварительная пропитка рисовой шелухи 10%-ным раствором K₂CO₃ перед последующей активацией повышает удельную поверхность активированного угля до 2556,8 м²/г и данный материал демонстрирует удельную емкость электрода 325 Ф/г [15].

Активированные угли из лигносульфоната натрия

Лигносульфонаты представляют собой водорастворимые сульфопроизводные лигнина, образующиеся в качестве побочного продукта сульфитной варки целлюлозы. Ежегодный объем образования лигнина и лигносульфонатов при переработке древесины оценивается в ~70 млн т, при этом их утилизация в высокотехнологичные продукты остается ограниченной, что приводит к потерям углеродсодержащего сырья и создает экологическую нагрузку на окружающую среду [16]. Лигносульфонаты характеризуются высоким содержанием углерода и ароматических структурных единиц, что, с одной стороны, усложняет их переработку в индивидуальные низкомолекулярные соединения, а с другой – делает их привлекательным прекурсором для получения пористых углеродных материалов, поскольку ароматический каркас лигнина склонен к формированию термостабильных углеродных структур уже на стадии карбонизации.

Химическая активация карбонизированного лигносульфоната натрия позволяет синтезировать углеродные структуры с высокой удельной площадью поверхности. Так, в работе [12] для гидротермально обработанного лигносульфоната натрия проведена активация гидроксидом калия с последующим отжигом. В результате получен материал с удельной поверхностью 2717 м²/г при умеренной доле мезопор, что обеспечивает благоприятные условия для транспорта ионов электролита [12]. В работе [16] при использовании борной кислоты в качестве темплата, промотирующего образование мезопор в ходе пиролиза, и активации КОН получен пористый углерод с удельной поверхностью 1588,4 м²/г и объемом пор 1,4 см³/г, допированный гетероатомами азота, кислорода и серы. Материал продемонстрировал удельную емкость 318,3 Ф/г, что подтверждает вклад гетероатомных функциональных групп в псевдоемкостную составляющую заряда [16]. В работе [17] разветвленная структура углеродного материала получена при помощи предварительного сшивания макромолекул лигносульфоната глутаровым альдегидом и полиэтиленгликолем с последующей активацией КОН. Материал обладает удельной поверхностью 2780 м²/г и удельной электрической емкостью 305 Ф/г при плотности тока 0,5 А/г в трехэлектродной системе [17].

Помимо натриевых лигносульфонатов, в качестве прекурсора активно исследуются и другие соли лигносульфоновой кислоты. Так, для аммонийного лигносульфоната в работе [18] проведена активация КОН при массовом соотношении активатор/прекурсор не более 0,75 и температуре карбонизации 900 °С. В результате получены пористые углеродные материалы, допированные гетероатомами азота, кислорода и серы, с удельной поверхностью >2000 м²/г. Влияние температуры карбонизации и соотношения КОН к прекурзору для лигносульфоната натрия также систематически исследовано в научно-технической литературе. В работе [19] наилучшая морфология для серии образцов достигалась при температуре 800 °С и соотношении щелочь/углерод, равном 1. При этом удельная поверхность составляла 1894,97 м²/г, а удельная емкость в трехэлектродной системе достигала 217,5 Ф/г при плотности тока 0,5 А/г. Сопоставление текстурных и электрохимических параметров активированных углей на основе лигносульфонатов приведено в табл. 2.

Помимо гидроксида калия, для активации лигнина и лигносульфонатов исследуется применение карбоната и гидрокарбоната калия. При сравнении калиевых активаторов для технического лигнина установлено, что использование карбоната калия обеспечивает большую удельную поверхность по сравнению с использованием гидроксида калия [20]. Обнаружено также, что активация карбонатом калия обеспечивает более высокую степень графитизации пористого углерода из ферментативного гидролизованного лигнина по сравнению с активацией гидроксидом калия в тех же условиях за счет иного механизма перегруппировки атомов углерода [21]. При активации крафт-лигнина карбонатом калия повышение температуры с 600 до 1000 °С сопровождается снижением

выхода угля с 50,6 до 20,5 % при одновременном росте доли мезопор с 11,6 до 95,9 %, что позволяет целенаправленно регулировать соотношение микро- и мезопористости конечного материала, изменяя температурный режим активации [22]. Применимость гидрокарбонатной активации непосредственно к лигносульфонату натрия подтверждена и для рассмотренного ранее материала: использование нитрата и гидрокарбоната калия ($\text{KNO}_3\text{--KHSO}_3$) в качестве соактивирующей системы обеспечивает формирование иерархической пористой структуры с удельной поверхностью 2264,67 м²/г, легированной атомами серы и азота [16].

Таблица 2

**Текстурные и электрохимические характеристики активированных углей
на основе лигносульфоната**

Прекурсор, метод модификации	Условия активации	Удельная поверхность $S_{\text{уд}}$, м ² /г	Удельная электриче- ская емкость $C_{\text{уд}}$, Ф/г (плотность тока)	Литератур- ный источ- ник
Лигносульфонат натрия, гидротермальная обработка	КОН, 750 °С	2717,0	154 (0,5 А/г)	[12]
Лигносульфонат натрия + борная кислота (темплат), допирование –N, –O, –S	КОН (1:1)	1588,4	318,3 (0,5 А/г)	[16]
Лигносульфонат натрия, сшивки глутаральдегидом + полиэтиленгликолем	КОН	2780,0	305 (0,5 А/г)	[17]
Аммонийный лигносульфо- нат, допирование –N, –O, –S	КОН (0,75:1), 900 °С	2406,0	250 (0,5 А/г), 197 (50 А/г)	[18]
Лигносульфонат натрия	КОН (1:1), 800 °С	1894,97	217,5 (0,5 А/г)	[19]

Высокопроводящая сажа из лигнино-углеводного сырья

В отличие от активированных углей, для которых определяющим параметром является максимально развитая пористая поверхность, для токопроводящих сажевых материалов ключевое значение имеет не текстура пор, а степень упорядоченности углеродной структуры и низкое электрическое сопротивление контакта между частицами. Формирование упорядоченных углеродных структур при высокотемпературном воздействии обеспечивает саже высокую электропроводность и позволяет использовать ее в токопроводящих композициях, в том числе в электродных пастах литий-ионных аккумуляторов и в электропроводящих лакокрасочных покрытиях [2, 23].

Процесс получения токопроводящих саж из лигнино-углеводного сырья включает высокотемпературный пиролиз и графитизацию в инертной атмосфере при температурах порядка 1200–2500 °С. Термическая обработка при столь высоких температурах приводит к практически полному удалению гетероатомов и формированию упорядоченных углеродных кристаллитов с высокой долей sp^2 -гибридизованных связей. Так, при графитизации лигниновых волокон при 1200 °С формируется материал с относительно низкой удельной поверхностью 89,9 м²/г, который тем не менее демонстрирует лучшие характеристики проводимости по сравнению с более пористыми, но менее упорядоченными образцами [20, 21]. Отсутствие развитой микропористой структуры и кислородсодержащих поверхностных групп минимизирует сопротивление переноса заряда на границе раздела частиц и обеспечивает материалу высокую электропроводность, что подтверждается данными рамановской спектроскопии. С ростом температуры графитизации и снижением содержания активирующего агента доля неупорядоченного углерода (полоса *D* при 1330–1361 см^{–1}) закономерно уменьшается относительно интенсивности графитоподобной полосы *G* (1580–1585 см^{–1}), что

выражается в снижении соотношения интенсивностей I_D/I_G [24, 25]. Поэтому для получения токопроводящих саж из лигнино-углеводного сырья не проводят химическую активацию, характерную для синтеза сорбционно-активных углей.

Использование подобных саж в качестве наполнителя электропроводящих лакокрасочных покрытий и электродных композиций автономных источников тока позволяет одновременно решить задачу утилизации крупнотоннажных отходов лигноцеллюлозного происхождения и снизить зависимость отечественных производителей от импортных марок технического углерода. В работе [2] введение сажи в лакокрасочные композиции на основе эпоксидного олигомера в массовом соотношении с пленкообразующим 1:0,8–1:1 обеспечивает снижение удельного объемного электрического сопротивления покрытия до 2,5–10,6 Ом·см, что удовлетворяет требованиям, предъявляемым к электропроводящим покрытиям авиационного назначения.

Существенным преимуществом углеродных наполнителей по сравнению с металлическими порошками является отсутствие необходимости обеспечения прямого металлического контакта между частицами. Сажа и графит обладают развитой пористостью и способны адсорбировать пленкообразующее и растворитель, за счет чего в высохшем покрытии формируется плотный контакт поверхностей смежных углеродных частиц с образованием трехмерной пространственной проводящей сетки [2].

Крупнейшей по объему потребления областью применения технического углерода остается усиление эластомеров, резин на основе натурального и синтетических каучуков, используемых в шинной промышленности. Введение сажи в каучуковую матрицу многократно повышает прочностные и износостойкие характеристики вулканизата за счет образования устойчивых физико-химических связей на границе раздела фаз и формирования пространственной сетки агрегатов наполнителя. В связи с энергоемкостью и экологическими издержками производства нефтяного технического углерода в последние годы активно развивается направление частичной или полной замены традиционной сажи на углеродные материалы, получаемые пиролизом возобновляемой биомассы, в том числе для создания «зеленых шин» с пониженной зависимостью от невозобновляемого сырья [26, 27]. Помимо резинотехнической промышленности, углеродные материалы из биомассы рассматриваются также в качестве перспективных наполнителей термопластичных и реактопластичных полимерных композиций, где технический углерод используется не только для армирования, но и в качестве черного пигмента, ультрафиолетового стабилизатора и антистатической добавки. Применение биоугля вместо нефтяного технического углерода в подобных композициях позволяет снизить углеродный след изделий и найти практическое применение для крупнотоннажных отходов лесопереработки и агропромышленного комплекса [26].

Заключения

Проведенный анализ научно-технической литературы показывает, что выбор возобновляемого сырья и метода его термохимической обработки определяет область применения конечного продукта. Угли из рисовой шелухи, для которых характерна возможность достижения удельной поверхности от нескольких сотен до 3025 м²/г, наиболее востребованы в качестве сорбентов и электродных материалов двойнослойных суперконденсаторов. При этом карбонатная и гидрокарбонатная активация в ряде случаев обеспечивает сопоставимые или более высокие текстурные характеристики при меньшей коррозионной нагрузке на оборудование по сравнению с КОН [15]. Активированные угли из лигносульфоната натрия и его солей, для которых показана возможность получения удельной поверхности 1500–2800 м²/г и удельной емкости 200–390 Ф/г, представляют интерес как экологически чистая альтернатива углям, получаемым из ископаемого сырья. Высокопроводящие сажи из лигнино-углеводного сырья, напротив, характеризуются низкой (30–90 м²/г) удельной поверхностью и высокой

степенью графитизации [23, 24], что делает их аналогами коммерческих марок технического углерода. Помимо применения в качестве проводящих добавок в электродные пасты и в электропроводящие лакокрасочные покрытия и композиции [2], такие материалы по структурным характеристикам близки к биоугольным наполнителям.

Оптимизация времени активации и температурных режимов для каждого типа биомассы позволяет целенаправленно регулировать текстурные и проводящие свойства получаемых материалов. Внедрение описанных подходов не только решает важнейшую экологическую проблему утилизации крупнотоннажных сельскохозяйственных и промышленных отходов, но и формирует независимую сырьевую базу для высокотехнологичных производств, включая аэрокосмический комплекс, лакокрасочную и резинотехническую промышленность, производство наполненных пластиков и возобновляемую энергетику [1, 2, 5, 8, 9, 26].

Благодарности

Авторы благодарны ООО «БИО-СЕЛЛ ТЕК» и лично его руководителю Е.А. Узденюву за предоставленные материалы целлюлозно-бумажного производства.

Исследование выполнено в рамках государственного задания МГУ им. М.В. Ломоносова, регистрационный номер № АААА-А21-121011990019-4.

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. Зверевич Ю.К., Кречетов Д.Д., Железняк В.Г. Исследование влияния модификаторов на электропроводность модельной композиции на основе эпоксидного олигомера // *Труды ВИАМ*. 2024. № 6 (136). С. 61–68. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-61-68.
3. Донецкий К.И., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Методы инфузии для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор). Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2022. № 6 (112). С. 58–67. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-58-67.
4. Хрульков А.В., Донецкий К.И., Мельников Д.А., Клименко О.Н., Славин А.В. Липкость препрегов как функция различных параметров при выкладке заготовок деталей и образцов из полимерных композиционных материалов // *Труды ВИАМ*. 2025. № 3 (145). С. 33–46. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-33-46.
5. Назаренко В.В. Анизотропные силикатные наполнители: специальные свойства в ЛКМ и покрытиях // *Лакокрасочные материалы и их применение*. 2012. № 1–2. С. 25–33.
6. Кузнецова В.А., Марченко С.А., Тимошина Е.А., Железняк В.Г. Исследование стойкости лакокрасочных покрытий в условиях воздействия гидроабразивной эрозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2026. № 1 (82). С. 209–218. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-209-218.
7. Земнухова Л.А., Панасенко А.Е., Цой Е.А. и др. Состав и строение образцов аморфного кремнезема, полученных из шелухи и соломы риса // *Неорганические материалы*. 2014. Т. 50. № 1. С. 82–89. DOI: 10.7868/S0002337X14010205.
8. Серкова Е.А., Хмельницкий В.В., Застрогина О.Б. Полимерные материалы для антифрикционных покрытий (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 5 (99). С. 56–63. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-56-63.
9. Вольфович Ю.М. Электрохимические суперконденсаторы (обзор) // *Электрохимия*. 2021. Т. 57. № 4. С. 197–238.

10. Arkhipova E.A., Novotortsev R.Yu., Ivanov A.S. et al. Rice husk-derived activated carbon electrode in redox-active electrolyte – new approach for enhancing supercapacitor performance // *Journal of Energy Storage*. 2022. Vol. 55. P. 105699. DOI: 10.1016/j.est.2022.105699.
11. Новоторцев Р.Ю., Суслова Е.В., Чен Кванки и др. Суперконденсаторы на основе активированных углей – продуктов переработки шелухи риса // *Журнал физической химии*. 2021. Т. 95. № 4. С. 1–9. DOI: 10.31857/S0044453721040191.
12. Li L., Wang J., Chen Z. et al. Preparation of sodium lignosulfonate-based porous carbon for supercapacitors with outstanding rate capacity and high voltage // *Chemical Engineering Journal*. 2025. Vol. 507. P. 160760. DOI: 10.1016/j.cej.2025.160760.
13. Yerdautov M.S., Nazarov K., Mukhametuly B. et al. Characterization of Activated Carbon from Rice Husk for Enhanced Energy Storage Devices // *Molecules*. 2023. Vol. 28. No. 15. P. 5818. DOI: 10.3390/molecules28155818.
14. Скаков М.К., Амиров А., Шаймардан Е. и др. Получение высокопористого активированного угля с высокой удельной поверхностью из сельскохозяйственных отходов // *Вестник НЯЦ РК*. 2025. № 4. С. 190–197. DOI: 10.52676/1729-7885-2025-4-190-197.
15. Chen J., Liu J., Wu D. et al. Improving the supercapacitor performance of activated carbon materials derived from pretreated rice husk // *Journal of Energy Storage*. 2021. Vol. 44. P. 103432. DOI: 10.1016/j.est.2021.103432.
16. Sun R., Chen Y., Gao X. et al. Sodium lignosulfonate-derived hierarchical porous carbon electrode materials for supercapacitor applications // *Journal of Energy Storage*. 2024. Vol. 91. P. 112025. DOI: 10.1016/j.est.2024.112025.
17. Yi Y., Hou Y., Li Y. Preparation of high conductivity hierarchical porous carbon based on sodium lignosulfonate with pre-crosslinking // *BioResources*. 2020. Vol. 15. No. 4. P. 8995–9012.
18. Jiang Z., Xue X., Zhang Y. et al. N–O–S Co-Doped Hierarchical Porous Carbons Prepared by Mild KOH Activation of Ammonium Lignosulfonate for High-Performance Supercapacitors // *Nanomaterials*. 2025. Vol. 15. P. 1633. DOI: 10.3390/nano15211633.
19. Wang H.X., Huang J.W., Ren W.C. et al. Preparation of sodium lignosulfonate-based porous carbon and its application to supercapacitors // *Ionics*. 2024. Vol. 30. P. 8359–8368. DOI: 10.1007/s11581-024-05858-x.
20. Xi Y., Yang D., Qiu X. et al. Renewable lignin-based carbon with a remarkable electrochemical performance from potassium compound activation // *Industrial Crops and Products*. 2018. Vol. 124. P. 747–754. DOI: 10.1016/j.indcrop.2018.08.018.
21. Xi Y., Wang Y., Yang D. et al. K₂CO₃ activation enhancing the graphitization of porous lignin carbon derived from enzymatic hydrolysis lignin for high performance lithium-ion storage // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 785. P. 706–714. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.039.
22. Li X., Luo X., Dou L., Chen K. Preparation and Characterization of K₂CO₃-Activated Kraft Lignin Carbon // *BioResources*. 2016. Vol. 11. No. 1. P. 2096–2108. DOI: 10.15376/biores.11.1.2096-2108.
23. Lu X., Lian G.J., Parker J. et al. Effect of carbon blacks on electrical conduction and conductive binder domain of next-generation lithium-ion batteries // *Journal of Power Sources*. 2024. Vol. 592. P. 233916. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2023.233916.
24. Zhou L., You X., Wang L. et al. Fabrication of Graphitized Carbon Fibers from Fusible Lignin and Their Application in Supercapacitors // *Polymers*. 2023. Vol. 15. No. 8. P. 1947. DOI: 10.3390/polym15081947.
25. Pan C., Ji Y., Ren S. et al. Lignin-Derived Activated Carbon as Electrode Material for High-Performance Supercapacitor // *Molecules*. 2025. Vol. 30. No. 1. P. 89. DOI: 10.3390/molecules30010089.
26. Drupitha M.P., Misra M., Mohanty A.K. Recent advances on value-added biocarbon preparation by the pyrolysis of renewable and waste biomass, their structure and properties: a move toward an ecofriendly alternative to carbon black // *Environmental Science: Advances*. 2023. Vol. 2. P. 1282–1301. DOI: 10.1039/D3VA00107E.
27. Karunanayake L., Etampawala T., de Silva D.J. et al. Role and potential of biochar as a sustainable alternative reinforcing filler to carbon black in rubber composites // *Biochar*. 2025. Vol. 7. P. 60. DOI: 10.1007/s42773-025-00429-3.

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. Zverevich Yu.K., Krechetov D.D., Zheleznyak V.G. Investigation of the effect of modifiers on the electrical conductivity of the model composition based on an epoxy oligomer. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), pp. 61–68. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-61-68.
3. Donetskiy K.I., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Infusion methods for the manufacture of polymer composite materials (review). Part 1. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), pp. 58–67. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-58-67.
4. Khrulkov A.V., Donetskiy K.I., Melnikov D.A., Klimenko O.N., Slavin A.V. Prepreg tack as a function of various parameters during laying out blanks of parts and samples from polymer composite materials. *Trudy VIAM*, 2025, no. 3 (145), pp. 33–46. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-3-33-46.
5. Nazarenko V.V. Anisotropic silicate fillers: special properties in paints and varnishes and coatings. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2012, no. 1–2, pp. 25–33.
6. Kuznetsova V.A., Marchenko S.A., Timoshina E.A., Zheleznyak V.G. The firmness of paint coatings to hydroabrasive erosion. *Aviation materials and technologies*, 2026, no. 1 (82), pp. 209–218. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 29, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2026-0-1-209-218.
7. Zemnukhova L.A., Panasenko A.E., Tsoi E.A. et al. Composition and structure of amorphous silica samples obtained from rice husk and straw. *Neorganicheskiye materialy*, 2014, vol. 50, no. 1, pp. 82–89. DOI: 10.7868/S0002337X14010205.
8. Serkova E.A., Khmel'nitskiy V.V., Zastrogina O.B. Polymer materials for antifriction coatings (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 5 (99), pp. 56–63. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 29, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-56-63.
9. Volfkovich Yu.M. Electrochemical supercapacitors (review). *Elektrokhimiya*, 2021, vol. 57, no. 4, pp. 197–238.
10. Arkhipova E.A., Novotortsev R.Yu., Ivanov A.S. et al. Rice husk-derived activated carbon electrode in redox-active electrolyte – new approach for enhancing supercapacitor performance. *Journal of Energy Storage*, 2022, vol. 55, p. 105699. DOI: 10.1016/j.est.2022.105699.
11. Novotorcev R.Yu., Suslova E.V., Chen Kwanki et al. Supercapacitors based on activated carbons – rice husk processing products. *Zhurnal fizicheskoy khimii*, 2021, vol. 95, no. 4, pp. 1–9. DOI: 10.31857/S0044453721040191.
12. Li L., Wang J., Chen Z. et al. Preparation of sodium lignosulfonate-based porous carbon for supercapacitors with outstanding rate capacity and high voltage. *Chemical Engineering Journal*, 2025, vol. 507, p. 160760. DOI: 10.1016/j.cej.2025.160760.
13. Yerdauletov M.S., Nazarov K., Mukhametuly B. et al. Characterization of Activated Carbon from Rice Husk for Enhanced Energy Storage Devices. *Molecules*, 2023, vol. 28, no. 15, p. 5818. DOI: 10.3390/molecules28155818.
14. Skakov M.K., Amirov A., Shaimardan E. et al. Production of highly porous activated carbon with a high specific surface area from agricultural waste. *Vestnik NYATS RK*, 2025, no. 4, pp. 190–197. DOI: 10.52676/1729-7885-2025-4-190-197.
15. Chen J., Liu J., Wu D. et al. Improving the supercapacitor performance of activated carbon materials derived from pretreated rice husk. *Journal of Energy Storage*, 2021, vol. 44, p. 103432. DOI: 10.1016/j.est.2021.103432.
16. Sun R., Chen Y., Gao X. et al. Sodium lignosulfonate-derived hierarchical porous carbon electrode materials for supercapacitor applications. *Journal of Energy Storage*, 2024, vol. 91, p. 112025. DOI: 10.1016/j.est.2024.112025.
17. Yi Y., Hou Y., Li Y. Preparation of high conductivity hierarchical porous carbon based on sodium lignosulfonate with pre-crosslinking. *BioResources*, 2020, vol. 15, no. 4, pp. 8995–9012.
18. Jiang Z., Xue X., Zhang Y. et al. N–O–S Co-Doped Hierarchical Porous Carbons Prepared by Mild KOH Activation of Ammonium Lignosulfonate for High-Performance Supercapacitors. *Nanomaterials*, 2025, vol. 15, p. 1633. DOI: 10.3390/nano15211633.

19. Wang H.X., Huang J.W., Ren W.C. et al. Preparation of sodium lignosulfonate-based porous carbon and its application to supercapacitors. *Ionics*, 2024, vol. 30, pp. 8359–8368. DOI: 10.1007/s11581-024-05858-x.
20. Xi Y., Yang D., Qiu X. et al. Renewable lignin-based carbon with a remarkable electrochemical performance from potassium compound activation. *Industrial Crops and Products*, 2018, vol. 124, pp. 747–754. DOI: 10.1016/j.indcrop.2018.08.018.
21. Xi Y., Wang Y., Yang D. et al. K₂CO₃ activation enhancing the graphitization of porous lignin carbon derived from enzymatic hydrolysis lignin for high performance lithium-ion storage. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 785, pp. 706–714. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.039.
22. Li X., Luo X., Dou L., Chen K. Preparation and Characterization of K₂CO₃-Activated Kraft Lignin Carbon. *BioResources*, 2016, vol. 11, no. 1, pp. 2096–2108. DOI: 10.15376/biores.11.1.2096-2108.
23. Lu X., Lian G.J., Parker J. et al. Effect of carbon blacks on electrical conduction and conductive binder domain of next-generation lithium-ion batteries. *Journal of Power Sources*, 2024, vol. 592, p. 233916. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2023.233916.
24. Zhou L., You X., Wang L. et al. Fabrication of Graphitized Carbon Fibers from Fusible Lignin and Their Application in Supercapacitors. *Polymers*, 2023, vol. 15, no. 8, p. 1947. DOI: 10.3390/polym15081947.
25. Pan C., Ji Y., Ren S. et al. Lignin-Derived Activated Carbon as Electrode Material for High-Performance Supercapacitor. *Molecules*, 2025, vol. 30, no. 1, p. 89. DOI: 10.3390/molecules30010089.
26. Drupitha M.P., Misra M., Mohanty A.K. Recent advances on value-added biocarbon preparation by the pyrolysis of renewable and waste biomass, their structure and properties: a move toward an ecofriendly alternative to carbon black. *Environmental Science: Advances*, 2023, vol. 2, pp. 1282–1301. DOI: 10.1039/D3VA00107E.
27. Karunanayake L., Etampawala T., de Silva D.J. et al. Role and potential of biochar as a sustainable alternative reinforcing filler to carbon black in rubber composites. *Biochar*, 2025, vol. 7, p. 60. DOI: 10.1007/s42773-025-00429-3.

Информация об авторах

Сивенкова Елизавета Владимировна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru; аспирант, МГУ им. М.В. Ломоносова, dekanat@chem.msu.ru

Новоторцев Роман Юрьевич, научный сотрудник, МГУ им. М.В. Ломоносова, dekanat@chem.msu.ru

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

Кречетов Данила Дмитриевич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Савилов Сергей Вячеславович, помощник генерального директора по науке, д.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru; ведущий научный сотрудник, д.х.н., доцент, МГУ им. М.В. Ломоносова, dekanat@chem.msu.ru

Information about the authors

Elizaveta V. Sivenkova, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru; Graduate Student, Lomonosov Moscow State University, dekanat@chem.msu.ru

Roman Yu. Novotortsev, Researcher, Lomonosov Moscow State University, dekanat@chem.msu.ru

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

Danila D. Krechetov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey V. Savilov, Assistant to Director General of Science, Doctor of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru; Leading Researcher, Doctor of Sciences (Chem.), Associate Professor, Lomonosov Moscow State University, dekanat@chem.msu.ru

Статья поступила в редакцию 18.08.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.08.2026.
The article was submitted 18.08.2026; approved and accepted for publication after reviewing 19.08.2026.

Научная статья

УДК 620.178.3:669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-173-183

ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ И ФОРМЫ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8-1

П.В. Рыжков¹, С.А. Монин¹, О.С. Кашапов¹

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

Аннотация. Рассмотрено влияние частоты нагружения, выдержки при максимальной нагрузке и блочного режима испытаний на кинетику роста усталостной трещины в титановом сплаве VT8-1 при комнатной температуре. Получены диаграммы, отражающие зависимость скорости роста трещины da/dN от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK , для синусоидального цикла (при частотах 5–50 Гц), трапецеидального цикла с выдержкой (30–300 с) и блочного нагружения (количество циклов в блоке 120–480). Показано, что в области устойчивого роста трещины увеличение временной составляющей цикла и длительности блока приводит к снижению скорости роста трещины. Выделен уровень статистического разброса по повторным испытаниям.

Ключевые слова: титановый сплав VT8-1, усталостная трещина, скорость роста трещины, коэффициент интенсивности напряжений, выдержка при максимальной нагрузке, блочное нагружение

Для цитирования: Рыжков П.В., Монин С.А., Кашапов О.С. Влияние частоты и формы цикла нагружения на параметры кинетической диаграммы усталостного разрушения титанового сплава VT8-1 // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 173–183. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-173-183.

Scientific article

EFFECT OF LOADING FREQUENCY AND CYCLE SHAPE ON THE PARAMETERS OF THE FATIGUE CRACK GROWTH KINETIC DIAGRAM OF VT8-1 TITANIUM ALLOY

P.V. Ryzhkov¹, S.A. Monin¹, O.S. Kashapov¹

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 loading frequency, dwell time at the maximum load, and block loading on fatigue crack growth kinetics in VT8-1 titanium alloy room temperature is examined. Diagrams were obtained, showing the dependence of crack growth rate da/dN on the stress intensity factor (ΔK) for a sinusoidal cycle (5–50 Hz), a trapezoidal cycle with dwell time (30–300 s), and block loading (quantity of cycles in a block 240–480). It was shown that in the stable crack growth region, an increase in the time component of the cycle and in the block duration leads to a decrease in the crack growth rate. The level of statistical scatter was determined from repeated tests.

Keywords: VT8-1 titanium alloy, fatigue crack, crack growth rate, stress intensity factor, dwell at maximum load, block loading

For citation: Ryzhkov P.V., Monin S.A., Kashapov O.S. Effect of loading frequency and cycle shape on the parameters of the fatigue crack growth kinetic diagram of VT8-1 titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 173–183. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-173-183.

Введение

Титановые сплавы широко применяют в ответственных конструкциях, работающих в условиях циклических нагрузок, поэтому для оценки их ресурса и реализации подходов безопасной повреждаемости особое значение имеет описание кинетики распространения усталостных трещин [1–4]. Наиболее распространенным представлением экспериментальных данных служит кинетическая диаграмма $da/dN = f(\Delta K)$, отражающая зависимость скорости роста трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK . Для большинства титановых сплавов данная зависимость имеет трехстадийный характер: пороговую область (I стадия), область устойчивого роста (II стадия, описываемая степенным уравнением типа уравнения Пэриса) и область ускоренного роста при приближении к разрушению (III стадия).

Несмотря на формальное стадийное описание кинетической диаграммы, ее параметры в значительной степени зависят от режима нагружения. В первую очередь это относится к частоте f и форме цикла, поскольку они определяют продолжительности цикла и пребывания материала у вершины трещины в условиях максимального нагружения. Для синусоидального цикла изменение частоты определяет продолжительность цикла $T_{cycle} = 1/f$, а при введении выдержек при максимальной нагрузке дополнительно появляется временной параметр t_d , который может существенно превышать $1/f$. Следовательно, при сопоставлении синусоидального режима и режима с выдержкой корректный анализ должен учитывать не только величину ΔK , но и временную структуру цикла, так как именно она способна менять вклад зависимых от продолжительности процессов в зоне вершины трещины и тем самым смещать кинетическую зависимость [5–9].

Дополнительной задачей является отделение систематического влияния параметров режима (частота, выдержка, блочное нагружение) от статистического разброса экспериментальных данных. Для этой цели требуются оценка воспроизводимости при одинаковых условиях и сравнение различных режимов на фоне характерного уровня разброса, особенно в переходных областях диаграммы и при сопоставлении близких по уровню кривых.

Цель работы – анализ влияния частоты нагружения и временных параметров цикла (выдержки при максимальной нагрузке, параметры блочного нагружения) на три стадии кинетической диаграммы роста усталостной трещины в титановом сплаве при комнатной температуре с учетом статистического разброса экспериментальных результатов.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Для исследования выбран титановый сплав ВТ8-1 (крупная промышленная поковка, деформированная и отожженная при температурах двухфазной области по принятому для сплава режиму). Фазовый состав сплава представлен преимущественно гексагональной плотноупакованной α -фазой (~90 %), оставшиеся ~10 % приходятся на объемно-центрированную кубическую β -фазу. Микроструктура образцов для испытаний глобулярно-пластинчатого типа, с уменьшением объемной доли первичной α -фазы от центра к периферии поковки. В испытанных образцах объемная доля первичной α -фазы существенно не изменялась. В центральной зоне глобулы имеют

выраженную ориентацию и малую степень сфероидизации частиц, микроструктура преимущественного 3 типа девятитипной шкалы микроструктур поковок из титановых сплавов. Объемная доля первичной α -фазы составляет $\sim 65\%$ (рис. 1).

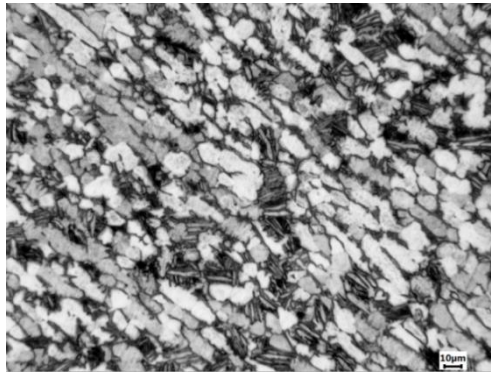


Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ8-1

Испытания на скорость роста усталостной трещины проводили при комнатной температуре в условиях «мягкого» нагружения на компактных образцах внецентренного растяжения (рис. 2) с помощью универсальных сервогидравлических испытательных машин в соответствии с ASTM E647–24. Предварительную трещину размером не менее 2,5 мм выращивали при циклическом нагружении и постепенном снижении максимальной нагрузки цикла с 8 до 3,5 кН. Длину трещины регистрировали автоматически с помощью экстензометра методом упругой податливости. По результатам испытаний построены кинетические диаграммы вида

$$da/dN = f(\Delta K),$$

где da/dN – скорость роста трещины; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений.

Нагружение осуществляли при синусоидальной форме цикла в диапазоне частот $f = 5\text{--}50$ Гц. Для оценки влияния временной структуры цикла дополнительно реализованы режимы с выдержкой (30, 60, 120 и 300 с) при максимальной нагрузке и фиксированной частоте. В режиме с выдержкой длительность одного цикла определяли как

$$T_{\text{cycle}} = 1/f + t_d,$$

что позволяло сопоставлять режимы, отличающиеся по реальной продолжительности действия нагрузки, при одинаковом уровне ΔK .

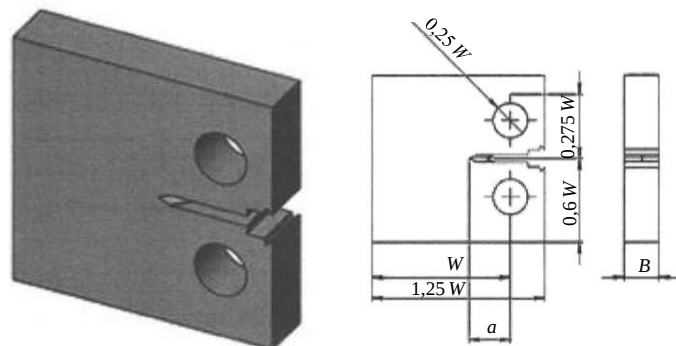


Рис. 2. Образец для испытания на скорость роста трещины усталости: W – ширина образца, измеряемая от линии приложения нагрузки до задней грани; B – толщина образца; a – длина трещины, измеряемая от линии приложения нагрузки до ее вершины

Для анализа влияния истории нагружения провели серию испытаний при блочном нагружении (количество циклов в блоке NB составило 120, 240 и 480). Параметр NB задает длительность работы материала в неизменном режиме внутри блока и используется для оценки влияния «длины» блока на параметры кинетической диаграммы. Частоту в блочных испытаниях принимали постоянной в пределах серии.

Для оценки эффекта временной составляющей цикла дополнительно нормировали скорость роста трещины по продолжительности цикла:

$$\frac{da}{dt} = \frac{1}{T_{cycle}} \cdot \frac{da}{dN},$$

где $T_{cycle} = 1/f$ и $T_{cycle} = 1/f + t_d$ для синусоидального режима и режима с выдержкой соответственно.

Для учета статистического разброса и оценки воспроизводимости результатов проведены повторные испытания при одинаковых условиях (не менее трех суммарно). Разброс оценивали по ширине рассеяния повторных кинетических кривых $da/dN(\Delta K)$ в логарифмических координатах, а также по разбросу значений $\log(da/dN)$ при фиксированных значениях ΔK . При анализе влияния частоты, выдержки и параметров блочного нагружения различия считали значимыми, если систематическое смещение кривых превышало характерный уровень статистического разброса, определенный по результатам повторных испытаний.

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

Результаты и обсуждение

Оценка статистического разброса и воспроизводимости кинетических диаграмм

Для трех повторных испытаний при одинаковых условиях нагружения ($f = 5$ Гц при контроле размаха осевой силы ΔP) значения скорости роста трещины da/dN сравнивали при фиксированных уровнях ΔK (интерполяция в логарифмических координатах) (рис. 3). Статистическую устойчивость оценивали по среднему значению, стандартному отклонению и приближенному интервалу рассеяния $\pm 2s$ относительно среднего значения.

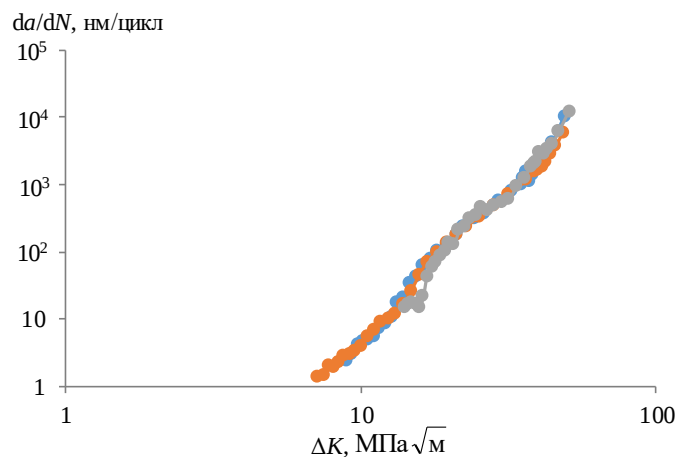


Рис. 3. Трехкратные испытания на скорость роста трещины усталости при одинаковых условиях нагружения

На диаграмме циклической трещиностойкости на II стадии разброс значений CV невелик: 0,18; 0,11 и 0,04 при ΔK , равном 18, 25 и 35 МПа√м соответственно; интервалы

рассеяния da/dN составляют 56–118, 273–426 и 958–1140 нм/цикл соответственно. На границах диапазона разброс больше: при ΔK , равном 15 и 45 МПа $\sqrt{м}$, коэффициент вариации составил 0,37 и 0,17, а интервал рассеяния значений da/dN : 7–48 и 2625–5410 нм/цикл соответственно. Результаты статистической обработки повторных испытаний приведены в таблице.

**Статистические характеристики скорости роста усталостной трещины
при повторных испытаниях ($f = 5$ Гц)**

Размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK , МПа $\sqrt{м}$	Скорость роста трещины da/dN , нм/цикл	Среднее значение скорости роста трещины, нм/цикл	Стандартное отклонение s , нм/цикл	Интервал рассеяния, нм/цикл	Коэффициент вариации CV
15	37,69 28,56 17,27	27,84	10,24	[7,36; 48,32]	0,37
18	94,52 97,15 69,44	87,04	15,50	[56,04; 118,04]	0,18
25	334,72 321,43 392,03	349,39	38,25	[272,89; 425,89]	0,11
35	1045,05 1005,23 1096,07	1048,78	45,49	[957,80; 1139,76]	0,04
45	4607,45 3273,28 4171,55	4017,43	696,21	[2625,01; 5409,85]	0,17

Влияние частоты при синусоидальном нагружении

На рис. 4 приведены кинетические диаграммы $da/dN(\Delta K)$ для синусоидального цикла при комнатной температуре и частотах $f = 5$ –50 Гц (для значения $f = 40$ Гц представлены две экспериментальные кривые). В области значений $\Delta K \approx 8$ –11 МПа $\sqrt{м}$ кривые практически совпадают (различия сопоставимы с воспроизводимостью). В случае $\Delta K \geq 12$ МПа $\sqrt{м}$ наблюдается систематическое расхождение: с увеличением частоты уровень da/dN в целом возрастает, эффект усиливается при переходе к большим значениям ΔK (области II и III стадий).

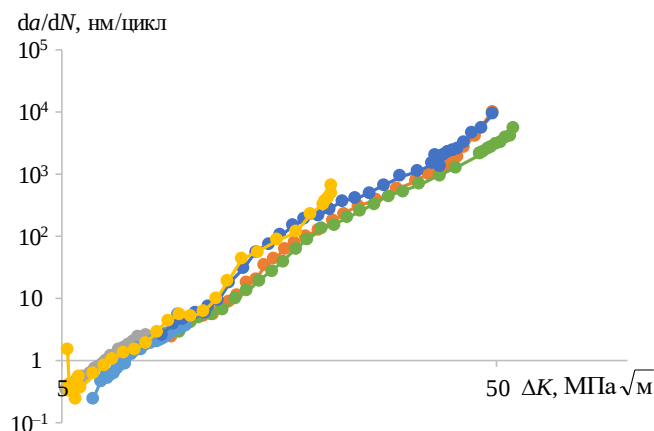


Рис. 4. Кинетические диаграммы $da/dN = f(\Delta K)$ для синусоидального нагружения при комнатной температуре и частоте нагружения 5 (●), 10 (●), 30 (●), 40 (●, ●) и 50 Гц (●)

Для количественной интерпретации различий используется уровень разброса по повторам: в зоне II стадии интервалы рассеяния при повторных испытаниях составляют 56–118, 273–426 и 958–1140 нм/цикл для размаха коэффициента интенсивности напряжений, составляющего 18, 25 и 35 МПа $\sqrt{м}$ соответственно. Смещения кривых, превышающие эти интервалы при соответствующих значениях ΔK , рассматриваются как устойчивый эффект изменения частоты, а не следствие статистического рассеяния.

Влияние выдержки при трапецеидальном нагружении

В ходе испытаний с выдержкой (рис. 5) при комнатной температуре выявлено, что увеличение величины t_d приводит к снижению значений da/dN на II стадии. При продолжительности выдержки 30, 60, 120 и 300 с и $\Delta K = 18$ МПа $\sqrt{м}$ скорость роста трещины da/dN составляет 84,5; 59,5; 57,6 и 35,1 нм/цикл, при $\Delta K = 25$ МПа $\sqrt{м}$: 269, 218, 218 и 128 нм/цикл соответственно.

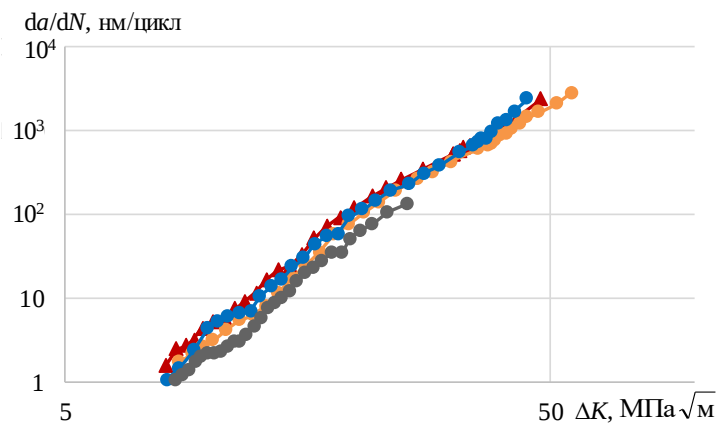


Рис. 5. Кинетические диаграммы $da/dN = f(\Delta K)$ при трапецеидальном нагружении с выдержкой 30 (▲), 60 (●), 120 (●) и 300 с (●)

Наблюдаемое замедление роста трещины при увеличении t_d согласуется с данными зарубежных работ: эффект выдержки для титановых сплавов может проявляться как изменение эффективной движущей силы трещины из-за закрытия/контакта берегов и связанных с этим явлений, включая вклад продуктов окисления (oxide-induced closure) для температурных испытаний [8]. Одновременно в научно-технической литературе показано, что сама по себе выдержка при испытаниях деформируемого сплава состава Ti–6Al–4V способна существенно менять кинетику роста трещины по сравнению с чистым синусоидальным нагружением [10]. Для $(\alpha + \beta)$ -титановых сплавов также подчеркивают, что выраженность эффектов выдержки в цикле зависит от микроструктурных факторов и может быть заметно слабее в более равномерной «перемешанной» структуре, что объясняет отсутствие резкого ускорения при выдержках в неблагоприятно ориентированных зернах [11]. Наконец, в работах, посвященных изучению влияния выдержки в цикле, отдельно рассмотрено влияние среды и водорода. Показано, что при наличии водородного/температурного фактора выдержка может давать противоположный по знаку эффект (ускорение), т. е. знак эффекта определяется условиями испытаний [12].

Влияние блочного нагружения при синусоидальном нагружении

При блочном нагружении (рис. 6) получены кинетические диаграммы $da/dN(\Delta K)$ для следующих режимов: $f = 10$ Гц, количество циклов в блоке 120 и 240; $f = 20$ Гц, количество циклов в блоке 240 и 480.

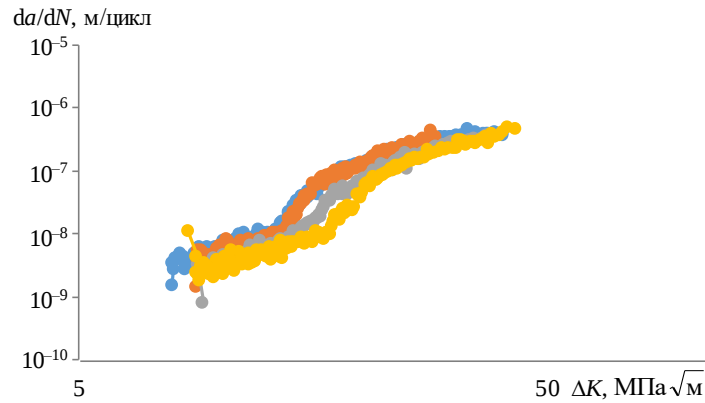


Рис. 6. Кинетические диаграммы $da/dN = f(\Delta K)$ для синусоидального нагружения при частоте 10 (●, ●) и 20 Гц (●, ●), количестве циклов в блоке 120 (●, ●), 240 (●, ●) и 480 (●)

Продолжительность одного блока ($t_{block} = NB/f$) составляет 12 с для режимов $f = 10$ Гц, $NB = 120$ циклов и $f = 20$ Гц, $NB = 240$ циклов; 24 с – для режимов $f = 10$ Гц, $NB = 240$ циклов и $f = 20$ Гц, $NB = 480$ циклов. В области значений $\Delta K \geq 12$ МПа $\sqrt{м}$ наблюдается устойчивая тенденция: при меньшей продолжительности блока (12 с) скорость роста трещины da/dN выше, чем при более длительном блоке (24 с). В зоне устойчивого роста трещины характер кривых сохраняется. При увеличении значений ΔK различия между режимами уменьшаются, однако для режима $f = 20$ Гц, $NB = 480$ циклов во всем рассматриваемом диапазоне сохраняется наиболее низкая скорость роста трещины da/dN (кривая располагается ниже остальных).

Оценка эффекта временной составляющей цикла

На рис. 7 показаны нормированные данные по скорости роста во времени

$$da/dt = (da/dN)/T_{cycle},$$

где $T_{cycle} = 1/f$ и $T_{cycle} = 1/f + t_d$ для синусоидального режима и режима с выдержкой соответственно.

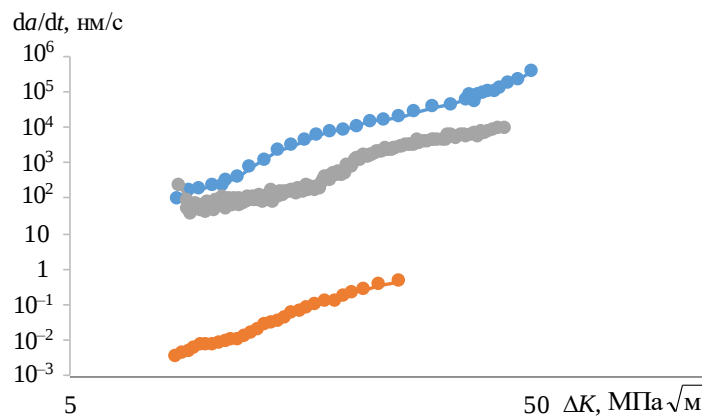


Рис. 7. Кинетические диаграммы $da/dt = f(\Delta K)$ для синусоидального режима нагружения при частоте 40 Гц (●), режима с выдержкой в течение 300 с (●), блочного нагружения при частоте 20 Гц и количестве циклов в блоке 480 (●)

После такой нормировки синусоидальный режим при $f = 40$ Гц характеризуется максимальным уровнем da/dt , а кривая для блочного нагружения при $f = 20$ Гц ($NB = 480$ циклов) располагается ниже, что соответствует меньшей частоте при

пересчете значений на единицу времени. Кривая для режима с выдержкой $t_d = 300$ с смещается на несколько порядков вниз относительно кривых для синусоидальных режимов, поскольку длительность цикла определяется главным образом продолжительностью выдержки ($T_{cycle} \approx t_d$), и скорость роста, отнесенная к единице времени, оказывается существенно меньше в рассматриваемом диапазоне значений ΔK . Данное наблюдение согласуется с представлениями о том, что при выдержках и снижении частоты усиливается влияние зависимых от продолжительности процессов в зоне вершины трещины (локальная ползучесть/релаксация и перераспределение напряжений), что изменяет кинетику роста трещины в титановых сплавах [13, 14].

В работах [12, 15] исследователи получили результаты, совпадающие с результатами данного исследования. В работе [12] изучено влияние температуры испытаний и выдержки в цикле на скорость роста трещины усталости в сплаве CP-Ti. Обнаружено, что при повышенных температурах (100, 200 и 300 °C) выдержка в цикле увеличивает скорость роста трещины. При комнатной температуре влияние выдержки неоднозначно: в одних областях кинетической диаграммы она приводит к увеличению скорости роста трещины, а в других – к уменьшению. В работе [15] исследовано влияние выдержки в цикле и частоты нагружения на скорость роста трещины усталости сплава состава Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si при комнатной температуре. Показано, что наличие выдержки и снижение частоты нагружения (с 10 до 1/3 Гц) уменьшают скорость роста трещины усталости.

Полученные зависимости показывают, что при сопоставлении режимов нагружения важно разделять влияние уровня нагрузки и продолжительности действия максимальных напряжений. Даже при одинаковом размахе коэффициента интенсивности напряжений длительность пребывания вершины трещины в наиболее нагруженном состоянии различается, поэтому одна и та же величина скорости в течение цикла может соответствовать разному темпу накопления повреждения в реальном времени. В области порога различия между кривыми невелики и часто укладываются в экспериментальный разброс, что указывает на повышенную чувствительность этой зоны на диаграмме циклической трещиностойкости к локальной микроструктуре и начальным условиям подготовки фронта трещины.

В области устойчивого роста трещины наблюдается согласованная тенденция к замедлению при увеличении временной составляющей цикла. Для режима с выдержкой это проявляется как постепенное снижение скорости с возрастанием продолжительности выдержки, а для блочного нагружения – как снижение скорости при увеличении длительности блока. Такая однонаправленность позволяет рассматривать выдержку и «длину» блока как близкие по смыслу параметры, увеличивающие вклад процессов, которые не только зависят от количества циклов, но и развиваются во времени. К таким процессам относят локальную релаксацию напряжений и перераспределение деформаций в зоне пластичности у вершины трещины, а также изменение условий контакта берегов трещины.

Отдельно следует отметить возможный вклад закрытия трещины. При увеличении продолжительности действия нагрузки и наличии продуктов взаимодействия со средой на поверхности разлома может усиливаться контакт берегов, что снижает эффективную амплитуду раскрытия и приводит к кажущемуся замедлению на диаграмме. Наиболее заметно это должно проявляться именно на II стадии, где рост устойчив и влияние контакта способно систематически смещать уровень кривой без резких изменений формы. Наличие статистической оценки воспроизводимости важно именно для отделения такого систематического смещения от случайного рассеяния.

Для практических расчетов ресурса это означает, что использование единой кинетической зависимости без указания режима нагружения может приводить к ошибке при переносе данных на реальные условия эксплуатации. В условиях переменной частоты и возможных пауз при максимальной нагрузке целесообразно хранить результаты не только в виде кривых, но и как набор параметров для разных режимов либо вводить поправочный коэффициент, основанный на характерной продолжительности цикла или блока. Кроме того, перспективным является анализ параметров уравнения Пэриса для каждого режима, поскольку изменение режима может проявляться не только как вертикальный сдвиг, но и как изменение наклона кривой в логарифмических координатах.

Выполненное исследование имеет ограничение: испытания проведены при комнатной температуре и для одной микроструктуры, тогда как изменение доли первичной α -фазы, размера элементов и степени сфероидизации могут менять чувствительность к временным эффектам. Кроме того, влияние среды в явном виде не разделялось, поэтому при переходе к другим условиям, например к повышенной влажности или вакууму, знак и величина эффектов могут отличаться. Указанные факторы следует учитывать при дальнейшем расширении программы испытаний и построении обобщенной модели роста трещины для данного сплава/полуфабриката. В качестве дополнительной проверки интерпретации целесообразно сопоставить кинетические данные с фрактографическими признаками. Если замедление связано с усилением закрытия трещины, на поверхностях разрушения ожидается более выраженная шероховатость и следы контакта, а также локальные участки уплотнения продуктов окисления. Если же основной вклад дают релаксация и снижение эффективных напряжений, более вероятно появление сглаженных зон с меньшей выраженностью ступенек усталостного роста. Такой анализ позволит уточнить физический механизм и повысить обоснованность переноса результатов на расчетные сценарии. Результаты его проведения планируется представить в последующих публикациях.

Заключения

Совокупность результатов испытаний на трещиностойкость показывает, что влияние временных параметров цикла проявляется согласованно в разных схемах нагружения. При синусоидальном режиме частотный эффект становится заметным при $\Delta K \geq 12 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, кривые для разных значений f различаются по уровню da/dN , при этом для $f = 10 \text{ Гц}$ наблюдается наименьшее значение скорости роста трещины по сравнению с рядом более высоких частот. С увеличением продолжительности выдержки при максимальной нагрузке фиксируется снижение значений da/dN (наиболее выражено для $t_d = 300 \text{ с}$), а при блочном нагружении аналогичный эффект замедления проявляется через увеличение продолжительности блока $t_{block} = NB/f$ (с 12 до 24 с). Таким образом, наряду с частотой как параметром «цикловой» составляющей, в исследованном $(\alpha + \beta)$ -титановом сплаве при комнатной температуре существенное влияние на уровень da/dN оказывает временная структура нагружения: увеличение продолжительности воздействия в цикле/блоке приводит к замедлению роста трещины и смещению кинетических зависимостей вниз в области II стадии. Полученные для поковки из сплава ВТ8-1 результаты согласуются с экспериментальными данными зарубежных исследователей для сплавов Ti6-4 и Ti6242S $(\alpha + \beta)$ - и псевдо- α -классов соответственно.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Грибков Ю.А., Ширяев А.А. Разработка высокопрочного титанового псевдо- β -сплава и технологий получения полуфабрикатов из него // Вопросы материаловедения. 2016. № 3 (87). С. 23–31.
3. 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.
4. Ночовная Н.А., Ширяев А.А. Особенности структурно-фазового состава и механических свойств псевдо- β -титанового сплава ВТ47, легированного добавками кремния // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 51–60. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-51-60.
5. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 80–94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
6. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Карашаев М.М., Рыжков П.В. Испытания на малоцикловую усталость с выдержкой в цикле жаропрочных металлических материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). С. 123–137. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-123-137.
7. Ходинев И.А., Баранова Е.В. Усталостная долговечность жаропрочного титанового сплава при различных частотах нагружения // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). С. 71–82. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.
8. Stubbington C.A., Pearson S. Effect of dwell on the growth of fatigue cracks in Ti–6Al–4V alloy bar // Engineering Fracture Mechanics. 1978. Vol. 10. Is. 4. P. 723–756.
9. Горбовец М.А. Циклическая трещиностойкость жаропрочных никелевых сплавов для авиационных двигателей и силовых энергетических установок: дис. ... канд. техн. наук. М., 2016. 107 с.
10. Chesnutt J.C., Paton N.E. Hold time effects on fatigue crack propagation in Ti–6Al and Ti–6Al–4V // Metallurgical Transactions A. 1977. Vol. 8. Is. 7. P. 1025–1037.
11. Xu Y., Joseph S., Karamched P. et al. Predicting dwell fatigue life in titanium alloys using modeling and experiment // Nature Communications. 2020. Vol. 11. Art. 5868. DOI: 10.1038/s41467-020-19470-w.
12. Su C.-Y., Zhou C.-Y., Lu L. et al. Effect of Temperature and Dwell Time on Fatigue Crack Growth Behavior of CP–Ti // Metals. 2018. Vol. 8. No. 12. Art. 1031. DOI: 10.3390/met8121031.
13. Pilchak A., Fox K., Payton E. et al. Cold Dwell Fatigue of Titanium Alloys: History, Current State, and Aviation Industry Perspective: tech. rep. DOT/FAA/TC-23/40. Washington, 2024. URL: <https://rosap.ntl.bts.gov/view/dot/77938> (дата обращения: 26.02.2026). DOI: 10.21949/rfzv-6285.
14. Hurley P.J., Whittaker M.T., Webster P., Evans W.J. A methodology for predicting creep/fatigue crack growth rates in Ti 6246 // International Journal of Fatigue. 2007. Vol. 29. Is. 9. P. 1702–1710. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.014.
15. Shen W., Soboyejo W.O., Soboyejo A.B.O. An investigation on fatigue and dwell-fatigue crack growth in Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo–0,1Si // Mechanics of Materials. 2004. Vol. 36. P. 117–140.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Gribkov Yu.A., Shiryayev A.A. Development of high-strength titanium pseudo- β -alloy and technologies for obtaining semi-finished products from it. *Voprosy Materialovedeniya*, 2016, no. 3 (87), pp. 23–31.

3. 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.
4. Nochovnaya N.A., Shiryayev A.A. Features of the structural and phase composition, mechanical properties of metastable β -titanium alloy VT47 alloyed with silicon. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 51–60. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 15, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-51-60.
5. Erasov V.S., Oreshko E.I. Tests for fatigue of metal materials (review). Part 2. Analysis of the Basquin–Manson–Coffin equation. Methods of testing and processing of results. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 80–94. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 15, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
6. Gorbovets M.A., Hodinev I.A., Karashaev M.M., Ryzhkov P.V. Low cycle dwell fatigue testing of heat resistant metallic materials (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), pp. 123–137. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-123-137.
7. Hodinev I.A., Baranova E.V. Fatigue life of a heat-resistant titanium alloy at various loading frequencies. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), pp. 71–82. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.
8. Stubbington C.A., Pearson S. Effect of dwell on the growth of fatigue cracks in Ti–6Al–4V alloy bar. *Engineering Fracture Mechanics*, 1978, vol. 10, is. 4, pp. 723–756.
9. Gorbovets M.A. *Cyclic crack resistance of heat-resistant nickel alloys for aircraft engines and power plants*: thesis, Cand. Sc. (Tech.) Moscow, 2016, 107 p.
10. Chesnutt J.C., Paton N.E. Hold time effects on fatigue crack propagation in Ti–6Al and Ti–6Al–4V. *Metallurgical Transactions A*, 1977, vol. 8, is. 7, pp. 1025–1037.
11. Xu Y., Joseph S., Karamched P. et al. Predicting dwell fatigue life in titanium alloys using modelling and experiment. *Nature Communications*, 2020, vol. 11, art. 5868. DOI: 10.1038/s41467-020-19470-w.
12. Su C.-Y., Zhou C.-Y., Lu L. et al. Effect of Temperature and Dwell Time on Fatigue Crack Growth Behavior of CP–Ti. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 12, art. 1031. DOI: 10.3390/met8121031.
13. Pilchak A., Fox K., Payton E. et al. *Cold Dwell Fatigue of Titanium Alloys: History, Current State, and Aviation Industry Perspective*: tech. rep. DOT/FAA/TC-23/40. Washington, 2024. Available at: <https://rosap.ntl.bts.gov/view/dot/77938> (accessed: February 26, 2026). DOI: 10.21949/rfzv-6285.
14. Hurley P.J., Whittaker M.T., Webster P., Evans W.J. A methodology for predicting creep/fatigue crack growth rates in Ti 6246. *International Journal of Fatigue*, 2007, vol. 29, is. 9, pp. 1702–1710. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.014.
15. Shen W., Soboyejo W.O., Soboyejo A.B.O. An investigation on fatigue and dwell-fatigue crack growth in Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo–0.1Si. *Mechanics of Materials*, 2004, vol. 36, pp. 117–140.

Информация об авторах

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

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

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

Information about the authors

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

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

Oleg S. Kashapov, Head of Sector, 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 05.06.2026.
The article was submitted 05.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 05.06.2026.

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-184-195

РАЗРАБОТКА СТАНДАРТНЫХ ОБРАЗЦОВ СОСТАВА ТИТАНА И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

С.Г. Ерошкин¹, А.Н. Швецова¹

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

Аннотация. Разработаны стандартные образцы (СО) состава титана марок VT1-0, VT1-00 и титановых сплавов марок VT6, VT6ch, OT4-0, OT4-1, OT4. Изготовлена партия материала СО. Проведены исследования однородности и стабильности материала СО с использованием метода ускоренного старения. Определены аттестованные значения и относительные погрешности аттестованных значений СО. Проведены испытания материала СО и утверждены типы СО. Разработана программа испытаний СО титана и титановых сплавов серийного выпуска.

Ключевые слова: стандартные образцы, титан, титановые сплавы, спектральный анализ, химический анализ, ускоренное старение, опико-эмиссионная спектрометрия

Для цитирования: Ерошкин С.Г., Швецова А.Н. Разработка стандартных образцов состава титана и титановых сплавов // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 184–195. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-184-195.

Scientific article

DEVELOPMENT OF CERTIFIED REFERENCE MATERIALS FOR TITANIUM AND TITANIUM ALLOY COMPOSITION

S.G. Eroshkin¹, A.N. Shvetsova¹

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

Abstract. Certified reference materials (CRMs) of titanium grades VT1-0 and VT1-00, as well as of titanium alloys VT6, VT6ch, OT4-0, OT4-1, and OT4 have been developed. A batch of CRM material has been manufactured. Homogeneity studies and stability studies of the CRM material have been carried out using the accelerated aging method. The certified values of the CRMs and the relative error of the certified values have been determined. The CRM material has been tested for type approval, and the CRM types have been approved. A test program for serial production of CRMs of titanium and titanium alloys has been developed.

Keywords: certified reference materials, titanium, titanium alloys, spectral analysis, chemical analysis, accelerated aging, optical emission spectrometry

For citation: Eroshkin S.G., Shvetsova A.N. Development of certified reference materials for titanium and titanium alloy composition. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 184–195. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-184-195.

Введение

Благодаря ряду свойств титан и сплавы на его основе широко применяются в различных областях промышленности. Так, прочность титановых сплавов составляет от 700–900 (первые промышленные конструкционные титановые сплавы марок ВТ5, ВТ5-1, ОТ4, ВТ6) до 1300 МПа (сплавы нового поколения марок ВТ23М, ВТ32, ВТ43, ВТ22М, ВТ22И), что соответствует прочности высокопрочных сталей. При этом плотность титана в ~ 2 раза меньше плотности стали. Температурный диапазон эксплуатации деталей из титановых сплавов является одним из самых широких для конструкционных материалов и простирается от криогенных ($-253\text{ }^{\circ}\text{C}$) до высоких ($+600\text{ }^{\circ}\text{C}$) температур [1, 2]. Титановые сплавы имеют высокую коррозионную стойкость в широком диапазоне температур и сред (включая ткани и жидкости живых организмов). Титановые сплавы гипоаллергенны и имеют выраженную способность к остеоинтеграции (образованию прочной связи с костной тканью) [1, 3]. Титан и титановые сплавы являются парамагнетиками и обладают малым температурным коэффициентом линейного расширения (в ~ 2 раза меньше, чем у аустенитных нержавеющей сталей). К недостаткам титановых сплавов можно отнести низкий уровень антифрикционных свойств, склонность к схватыванию при трении, а также проявление ползучести и потери длительной прочности даже при комнатной температуре. Указанные свойства в разной степени проявляются у разных марок титана и титановых сплавов [1, 2].

В российской авиационной промышленности доля титановых деталей в планере самолетов и авиационных двигателях достигает 8–14 и 28–34 % соответственно. В самолетах Ил-76, Ил-86 и Ил-96-300 из сплава ВТ22 изготовлены траверсы, подкосы, шлиц-шарниры и другие детали шасси, что позволило добиться снижения массы на 15–20 % по сравнению со сталью [4]. В двигателях АЛ-31Ф и ПС-90А из титановых сплавов марок ВТ8, ВТ8М, ВТ18У и ВТ25У изготовлены диски и рабочие лопатки компрессора, работающие при температурах до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ [5]. В отечественном судостроении титан марки ВТ1-0 и титановые сплавы марок ПТ1М, ПТ7М, ПТ3М, ПТ3В, ТЛЗ и ТЛ5 используются для изготовления труб, арматуры, насосов, теплообменников, судовых конструкций (включая корпусные) и гребных винтов для подводных лодок [6]. За рубежом основной объем титановых полуфабрикатов приходится на сплав состава Ti-6Al-4V (аналог отечественного сплава ВТ6), который применяется в самолетах Boeing и Airbus, а также для изготовления глубоководных аппаратов (до 6000 м) и имплантатов в медицине [3, 7]. Благодаря широкому ассортименту титана и титановых сплавов, имеющих необходимый набор свойств, обеспечивается разнообразие условий их применения [2].

Титановые сплавы различаются по назначению, сферам применения, фазовому, элементному составу и др. В России к настоящему времени известно более 30 марок титана и титановых сплавов, включая восемь марок литейных титановых сплавов. Номенклатура полуфабрикатов включает плиты толщиной до 160 мм, листы, прутки, профили, трубы диаметром до 465 мм, поковки массой до 8 т и фасонные отливки [1, 5]. Предметом рассмотрения данной статьи являются титан типа ВТ1 и титановые сплавы типа ОТ4 и ВТ6, требования к химическому составу которых по ГОСТ 19807–91 приведены в табл. 1 (для примесей указано максимальное допустимое значение).

Титан марок ВТ1-0 и ВТ1-00 представляет собой технически чистый титан и относится к α -сплавам. Из титана марок ВТ1-0 и ВТ1-00 изготавливают листы, плиты, прутки, трубы, проволоку и профили. В самолетостроении трубы из титана ВТ1-0

и титанового сплава ОТ4-1 используются для систем кондиционирования воздуха и противообледенительных систем с рабочей температурой до 260–300 °С. Титан марок ВТ1-0 и ВТ1-00 также широко применяется в судостроении, химическом машиностроении и медицине [5]. Титан марки ВТ1Л (литейный вариант, аналог титана ВТ1-0) используется для производства отливок коррозионностойкой арматуры в химической промышленности [8, 9].

Таблица 1

**Требования к химическому составу титана типа ВТ1
и титановых сплавов типа ОТ4, ВТ6**

Сплав	Содержание элемента, % (по массе)										
	Основные компоненты			Примеси							
	Al	V	Mn	Zr	Si	Fe	O	H	N	C	прочие
ВТ1-00	≤0,30	–	–	–	0,08	0,15	0,10	0,008	0,04	0,05	0,10
ВТ1-0	≤0,70	–	–	–	0,10	0,25	0,20	0,010	0,04	0,07	0,30
ОТ4-0	0,4–1,4	–	0,5–1,3	0,30	0,12	0,30	0,15	0,012	0,05	0,10	0,30
ОТ4-1	1,5–2,5	–	0,7–2,0	0,30	0,12	0,30	0,15	0,012	0,05	0,10	0,30
ОТ4	3,5–5,0	–	0,8–2,0	0,30	0,12	0,30	0,15	0,012	0,05	0,10	0,30
ВТ6	5,3–6,8	3,5–5,3	–	0,30	0,10	0,60	0,20	0,015	0,05	0,10	0,30

Сплав ВТ6 относится к $(\alpha + \beta)$ -сплавам состава Ti–6Al–4V и является самым распространенным титановым сплавом в мире. На долю сплава состава Ti–6Al–4V (ВТ6) приходится более 50 % всего производимого в мире титана, а в некоторые годы – до 75 %. Сплав хорошо сваривается многими видами сварки, включая электронно-лучевую и диффузионную [5]. Он обладает высокой вязкостью разрушения и сопротивлением усталости при оптимальной микроструктуре [8]. В двигателестроении из сплава ВТ6 изготавливают диски вентилятора и компрессора низкого давления, рабочие лопатки, кольца и фланцы [5, 8, 10]. Кроме того, сплав широко используется для производства листов, плит, прутков, профилей, поковок и штамповок [8, 11, 12]. Существуют модификации сплава с пониженным содержанием примесей (ВТ6ч, ВТ6кт) для работы при криогенных температурах и повышенных требованиях к вязкости разрушения [5].

Сплавы серии ОТ4 (ОТ4, ОТ4-0, ОТ4-1) относятся к псевдо- α -сплавам системы Ti–Al–Mn. Существуют модификации ОТ4-0 (менее прочный) и ОТ4-1 (промежуточный), а также сплавы с ванадием вместо марганца (ОТ4У, ОТ4В), обладающие меньшей склонностью к водородному охрупчиванию [5]. Благодаря хорошей свариваемости и технологичности сплав ОТ4 является одним из востребованных титановых сплавов для сварных конструкций в самолетостроении [5, 8]. Сплав ОТ4 термически стабилен и не склонен к коррозионному растрескиванию под нагрузкой [3]. Сплав ОТ4-1 предназначен для изготовления деталей, эксплуатируемых при температурах до 350 и 300 °С при длительности работы не более 2000 и 30000 ч соответственно [5]. Из сплавов серии ОТ4 изготавливают листы, плиты, прутки, профили, поковки и штамповки. В авиационной технике сплавы серии ОТ4 применяются для сварных трубопроводов, воздухозаборников, фланцев, обечаек, кронштейнов и деталей крепления. В двигателестроении из этих сплавов изготавливают кольца, опоры подшипников и другие корпусные детали. Сплавы серии ОТ4 также используются в вертолетостроении (противопожарные

перегородки, узлы системы кондиционирования) и ракетно-космической технике (камеры сгорания жидкостного ракетного двигателя, ферменные конструкции) [5, 8].

Технические требования к полуфабрикатам из титана марки ВТ1-0 и титановых сплавов типа ОТ4 и ВТ6 приведены в соответствующей нормативной документации (ГОСТ 26492–85, ГОСТ 22178–76, ГОСТ 23755–79, ГОСТ 24890–2023, ГОСТ Р 59185–2020, ГОСТ Р 71186–2023, ГОСТ Р 71759–2024 и др.). В части требований к химическому составу сплавов указанные документы ссылаются на ГОСТ 19807–91 или ОСТ 1 90013–81; в части методик, применяемых для контроля химического состава полуфабрикатов (основных компонентов и примесей, за исключением углерода, кислорода, азота, водорода), – на ГОСТ 19863.1–19863.16 (атомно-абсорбционный, титриметрический, гравиметрический, фотометрический методы) и ГОСТ 23902–79 (метод оптико-эмиссионной спектроскопии с искровым возбуждением спектра).

Оптико-эмиссионная спектроскопия с искровым возбуждением спектра отличается значительно меньшей длительностью и трудоемкостью по сравнению с другими методами. По этой причине она является основным методом контроля химического состава титана и титановых сплавов при производстве изделий и полуфабрикатов [13–15].

При реализации метода оптико-эмиссионной спектроскопии с искровым возбуждением спектра массовую долю элементов определяют по предварительно построенным градуировочным зависимостям, которые устанавливают с применением стандартных образцов (СО) состава материалов [15, 16]. Обеспечение СО предприятий отрасли необходимо для организации работ по производству изделий и полуфабрикатов из титана и титановых сплавов. Разработка СО состава титана и титановых сплавов является актуальной задачей [17–19] и включает изготовление материала СО и его испытания (аттестацию). При аттестации СО устанавливают значения аттестованных характеристик (массовой доли химического элемента) и их погрешности [20, 21]. При разработке СО также необходимо обеспечить метрологическую прослеживаемость аттестованных значений к государственному первичному эталону соответствующей единицы величины [22, 23].

В процессе выполнения работы решены следующие задачи:

- выбор технологии выплавки, обеспечивающей получение однородного материала СО заданного химического состава;
- изготовление и выпуск набора СО;
- установление метрологических характеристик СО;
- разработка документации на СО;
- проведение испытаний в целях утверждения типа СО.

Материалы и методы

Объектом исследований является материал СО состава титана и титановых сплавов, изготовленный из титана типа ВТ1-0, ВТ1-00 и титановых сплавов типа ВТ6, ВТ6ч, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4. Измерения проводили в соответствии с методикой воспроизведения и передачи единиц величин при определении метрологических характеристик СО с применением вторичного эталона единиц массовой (молярной) доли и массовой (молярной) концентрации компонентов в жидких и твердых веществах и материалах на основе спектральных методов (рег. № 2.7.АБП.0006.2023). При проведении измерений для определения аттестованных значений и нестабильности СО использовали атомно-эмиссионный спектрометр с индуктивно связанной плазмой в режиме аксиального обзора плазмы. При исследовании неоднородности СО использовали оптико-эмиссионный спектрометр с искровым возбуждением спектра.

Механическую обработку образцов (включая подготовку поверхности монолитных образцов для оптико-эмиссионной спектроскопии) и отбор стружки проводили на токарном станке. Навески СО в виде металлической стружки растворяли в смеси кислот в химически инертных полимерных автоклавах системы микроволнового разложения. Для разбавления кислот применяли дистиллированную воду. Воду нужной чистоты получали путем перегонки на бидистилляторе. Полученные растворы кислот переводили в мерные колбы из полипропилена. Объем измеряли с использованием пипеточных дозаторов и мерной полипропиленовой посуды, массу – с помощью лабораторных неавтоматических весов. Параметры окружающей среды контролировали с помощью автономного термогигрометра.

При установлении градуировочных характеристик для атомно-эмиссионной спектроскопии применяли СО состава растворов элементов (Sn, V, Fe, Mn, Al, Si, Zr) категории СО утвержденного типа, для оптико-эмиссионной спектроскопии – монолитные СО титана и титановых сплавов категории СО утвержденного типа.

Расчет метрологических характеристик СО проводили по РМГ 93–2015 и Р 50.2.058–2007.

Результаты и обсуждение

На основании анализа научно-технической литературы [1, 5, 7, 12] в области выплавки титана марок ВТ1-0, ВТ1-00 и титановых сплавов марок ВТ6, ВТ6ч, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4 выбраны способ и порядок введения основных легирующих элементов и примесей. Проведен расчет шихтовых составов СО титана и титановых сплавов для выплавки материала. Сплавы ОТ4-0, ОТ4-1 и ОТ4 в совокупности имеют более широкие диапазоны допускаемых значений массовой доли элементов, чем сплавы ВТ6 и ВТ6ч, поэтому принято решение – в состав набора СО включить четыре экземпляра СО сплавов типа ВТ6 и пять экземпляров СО сплавов типа ОТ4. Выбор шихтовых составов выполнен таким образом, чтобы обеспечивался широкий охват диапазонов содержания основных легирующих элементов для титана марок ВТ1-0, ВТ1-00 и титановых сплавов марок ВТ6, ВТ6ч, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4. На основании выбранных шихтовых составов определены интервалы допускаемых аттестованных значений СО (табл. 2).

Таблица 2

Интервалы допускаемых аттестованных значений стандартных образцов

Индекс стандартного образца	Массовая доля элемента, %						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	0,001–0,5	0,001–0,1	0,001–0,3	0,001–0,3	–	0,0005–0,2	0,001–0,3
ВМГ Т2	4–8	3–6	–	–	–	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т3	5–9	1–3	–	–	–	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т4	3–6	2–4	–	0,5–2	–	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т5	4–8	3–6	–	–	–	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т6	0,4–0,95	–	–	0,01–0,5	0,05–0,5	–	0,01–0,5
ВМГ Т7	1,5–4	–	–	0,01–0,5	0,1–1,5	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т8	3–7	–	–	0,01–0,5	0,5–2,5	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т9	0,05–1	–	–	0,01–1	1–3,5	0,001–0,5	0,01–0,5
ВМГ Т10	1–3	–	–	–	1–2,5	0,001–0,5	0,01–0,5

Допускаемые аттестованные значения разных типов СО отличаются на несколько порядков: например, для алюминия – от 0,001 (для СО с индексом ВМГ Т1) до 9 % (по массе) (для СО с индексом ВМГ Т3). По этой причине нормировать характеристику погрешности аттестованных значений СО целесообразно в относительных величинах. Для выпущенных СО в качестве такой характеристики погрешности выбрана граница допускаемых значений относительной погрешности аттестованных значений СО. Диапазоны допускаемых значений выбраны с учетом требований к СО – рабочим эталонам, предъявляемым государственной поверочной схемой для средств измерений массовой (молярной) доли и массовой (молярной) концентрации компонентов, а также флуоресценции в жидких и твердых веществах и материалах на основе спектральных методов. Допускаемые пределы доверительных границ относительной погрешности для СО, применяемых в качестве рабочих эталонов, составляют 15 %. Соответствие этому требованию является необходимым условием для применения СО при поверке средств измерений. Предел границы 15 % выбран для всех СО и всех элементов, за исключением элементов-примесей (V, Sn, Zr, Si, Fe) в образце ВМГ Т1, для которого достижение относительной погрешности 15 % может быть невозможно для партий с содержанием элементов, близким к нижней допустимой границе. Выбранные границы допускаемых значений относительной погрешности аттестованных значений СО (для уровня доверия $P = 0,95$) приведены в табл. 3.

Таблица 3

**Границы допускаемых значений относительной погрешности
аттестованных значений стандартных образцов**

Индекс стандартного образца	Границы допускаемых значений относительной погрешности аттестованных значений стандартных образцов, %, для элемента						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	15	40	40	40	–	40	40
ВМГ Т2	15	15	–	–	–	15	15
ВМГ Т3	15	15	–	–	–	15	15
ВМГ Т4	15	15	–	15	–	15	15
ВМГ Т5	15	15	–	–	–	15	15
ВМГ Т6	15	–	–	15	15	–	15
ВМГ Т7	15	–	–	15	15	15	15
ВМГ Т8	15	–	–	15	15	15	15
ВМГ Т9	15	–	–	15	15	15	15
ВМГ Т10	15	–	–	–	15	15	15

Отработаны технологические режимы выплавки материала СО и изготовлены партии материала СО десяти разных химических составов. Для изготовления материала СО применяли технологию плавки в вакуумных дуговых печах с медным кристаллизатором. Прессованные электроды для получения слитков первого перепада изготавливали на гидравлическом прессе из титановой губки с добавлением легирующих элементов в форме чистых металлов и легатур. Для каждого состава проводили по три перепада. Всего получили десять слитков разного химического состава. От полученных слитков отрезали заготовки и обтачивали на токарном станке для получения СО в форме монолитных цилиндров высотой от 20 до 120 мм, диаметром от 10 до 55 мм. Отбор стружки для химического анализа проводили на токарном станке с торцевых поверхностей

изготовленных образцов без применения смазочно-охлаждающих жидкостей. Для каждого элемента каждого СО исследовали однородность и стабильность, определили аттестованные значения.

Для определения характеристик однородности отобрали по 25 проб от СО каждого типа. Для каждой из 25 проб на каждой из двух аналитических поверхностей проводили по два параллельных измерения массовой доли элемента. Обработку результатов измерений, полученных при определении неоднородности СО, и расчет неопределенности от неоднородности материала СО проводили в соответствии с РМГ 93–2015 (раздел 6.3). Результаты расчетов неопределенностей от неоднородности СО приведены в табл. 4.

Таблица 4

Стандартные неопределенности от неоднородности стандартных образцов

Индекс стандартного образца	Стандартные неопределенности от неоднородности стандартных образцов для элемента						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	$3,31 \cdot 10^{-3}$	$3,63 \cdot 10^{-4}$	$1,77 \cdot 10^{-3}$	$2,38 \cdot 10^{-3}$	–	$1,52 \cdot 10^{-4}$	$1,88 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т2	$3,37 \cdot 10^{-2}$	$2,33 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$1,76 \cdot 10^{-3}$	$3,19 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т3	$4,49 \cdot 10^{-2}$	$1,32 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$4,29 \cdot 10^{-3}$	$6,06 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т4	$2,62 \cdot 10^{-2}$	$1,74 \cdot 10^{-2}$	–	$6,51 \cdot 10^{-3}$	–	$5,66 \cdot 10^{-3}$	$4,06 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т5	$3,30 \cdot 10^{-2}$	$2,63 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$3,91 \cdot 10^{-4}$	$6,67 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т6	$1,23 \cdot 10^{-2}$	–	–	$3,05 \cdot 10^{-3}$	$3,86 \cdot 10^{-3}$	–	$6,75 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т7	$1,69 \cdot 10^{-2}$	–	–	$4,69 \cdot 10^{-3}$	$1,35 \cdot 10^{-2}$	$3,87 \cdot 10^{-3}$	$7,63 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т8	$3,23 \cdot 10^{-2}$	–	–	$2,01 \cdot 10^{-3}$	$7,98 \cdot 10^{-3}$	$1,75 \cdot 10^{-3}$	$1,15 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т9	$6,82 \cdot 10^{-3}$	–	–	$6,82 \cdot 10^{-3}$	$1,24 \cdot 10^{-2}$	$2,70 \cdot 10^{-3}$	$1,28 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т10	$1,10 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$1,03 \cdot 10^{-2}$	$4,74 \cdot 10^{-4}$	$1,79 \cdot 10^{-3}$

На стабильность СО влияет химическое взаимодействие материала с окружающей средой, скорость которого зависит от температуры. Для определения стабильности СО применяли метод ускоренного старения. На основании анализа научно-технической литературы выбран предполагаемый срок годности СО (25 лет). Для исследований стабильности от СО каждого состава отобрали по 20 проб, которые поделили случайным образом на 10 пар. Одну пробу из каждой пары выдерживали при 20 ± 1 °С, вторую – при 164 ± 1 °С. Продолжительность выдержки проб приведена в табл. 5.

Таблица 5

Продолжительность выдержки проб для исследований стабильности стандартных образцов

Условный номер проб	Продолжительность выдержки, ч
1–11	1,01
2–12	2,03
3–13	3,04
4–14	4,05
5–15	5,07
6–16	6,08
7–17	7,09
8–18	8,10
9–19	9,12
10–20	10,13

По истечении времени выдержки измеряли массовую долю элемента в каждой пробе из пары. Обработку результатов измерений, полученных при определении нестабильности СО, и расчет неопределенности от нестабильности материала СО проводили в соответствии с Р 50.2.058–2007 (раздел 5.3). По каждому элементу подтверждена гипотеза об отсутствии тренда и установлен срок годности СО (25 лет). Результаты расчета неопределенности от нестабильности СО приведены в табл. 6.

Таблица 6

Стандартные неопределенности от нестабильности стандартных образцов

Индекс стандартного образца	Стандартные неопределенности от нестабильности стандартных образцов для элемента						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	$3,31 \cdot 10^{-3}$	$3,63 \cdot 10^{-4}$	$1,77 \cdot 10^{-3}$	$2,38 \cdot 10^{-3}$	–	$1,52 \cdot 10^{-4}$	$1,88 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т2	$3,37 \cdot 10^{-2}$	$2,33 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$1,76 \cdot 10^{-3}$	$3,19 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т3	$4,49 \cdot 10^{-2}$	$1,32 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$4,29 \cdot 10^{-3}$	$6,06 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т4	$2,62 \cdot 10^{-2}$	$1,74 \cdot 10^{-2}$	–	$6,51 \cdot 10^{-3}$	–	$5,66 \cdot 10^{-3}$	$4,06 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т5	$3,30 \cdot 10^{-2}$	$2,63 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$3,91 \cdot 10^{-4}$	$6,67 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т6	$1,23 \cdot 10^{-2}$	–	–	$3,05 \cdot 10^{-3}$	$3,86 \cdot 10^{-3}$	–	$6,75 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т7	$1,69 \cdot 10^{-2}$	–	–	$4,69 \cdot 10^{-3}$	$1,35 \cdot 10^{-2}$	$3,87 \cdot 10^{-3}$	$7,63 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т8	$3,23 \cdot 10^{-2}$	–	–	$2,01 \cdot 10^{-3}$	$7,98 \cdot 10^{-3}$	$1,75 \cdot 10^{-3}$	$1,15 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т9	$6,82 \cdot 10^{-3}$	–	–	$6,82 \cdot 10^{-3}$	$1,24 \cdot 10^{-2}$	$2,70 \cdot 10^{-3}$	$1,28 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т10	$1,10 \cdot 10^{-2}$	–	–	–	$1,03 \cdot 10^{-2}$	$4,74 \cdot 10^{-4}$	$1,79 \cdot 10^{-3}$

Для определения аттестованных значений методом квартования отбирали по одной пробе материала СО каждого типа в виде стружки. Для каждой пробы проводили по восемь измерений массовой доли элемента. Расчет аттестованных значений СО и их погрешностей проводили в соответствии с Р 50.2.058–2007 (раздел 7.3.2). Результаты определения аттестованных значений СО и неопределенности от способа установления аттестованных значений СО приведены в табл. 7 и 8.

Таблица 7

Аттестованные значения стандартных образцов

Индекс стандартного образца	Массовая доля элемента, %						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	0,162	0,0081	0,087	0,112	–	0,0035	0,110
ВМГ Т2	5,66	3,99	–	–	–	0,089	0,151
ВМГ Т3	6,98	2,18	–	–	–	0,237	0,307
ВМГ Т4	4,22	3,19	–	1,09	–	0,301	0,184
ВМГ Т5	6,20	4,02	–	–	–	0,0210	0,0370
ВМГ Т6	0,64	–	–	0,163	0,175	–	0,0351
ВМГ Т7	2,50	–	–	0,244	0,69	0,210	0,0386
ВМГ Т8	4,98	–	–	0,106	1,40	0,086	0,058
ВМГ Т9	0,360	–	–	0,365	2,21	0,147	0,065
ВМГ Т10	1,89	–	–	–	1,61	0,0207	0,092

Таблица 8

**Стандартные неопределенности от способа установления
аттестованного значения стандартных образцов**

Индекс стандартного образца	Стандартные неопределенности от способа установления аттестованного значения стандартных образцов для элемента						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	$3,74 \cdot 10^{-3}$	$1,91 \cdot 10^{-4}$	$2,00 \cdot 10^{-3}$	$2,43 \cdot 10^{-3}$	—	$7,99 \cdot 10^{-5}$	$2,60 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т2	$1,28 \cdot 10^{-1}$	$8,86 \cdot 10^{-2}$	—	—	—	$1,80 \cdot 10^{-3}$	$3,45 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т3	$1,58 \cdot 10^{-1}$	$4,79 \cdot 10^{-2}$	—	—	—	$5,13 \cdot 10^{-3}$	$7,09 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т4	$8,83 \cdot 10^{-2}$	$7,23 \cdot 10^{-2}$	—	$2,24 \cdot 10^{-2}$	—	$6,75 \cdot 10^{-3}$	$3,72 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т5	$1,46 \cdot 10^{-1}$	$9,24 \cdot 10^{-2}$	—	—	—	$4,38 \cdot 10^{-4}$	$7,62 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т6	$1,45 \cdot 10^{-2}$	—	—	$3,65 \cdot 10^{-3}$	$3,95 \cdot 10^{-3}$	—	$7,21 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т7	$5,52 \cdot 10^{-2}$	—	—	$5,38 \cdot 10^{-3}$	$1,44 \cdot 10^{-2}$	$4,76 \cdot 10^{-3}$	$8,05 \cdot 10^{-4}$
ВМГ Т8	$1,07 \cdot 10^{-1}$	—	—	$2,12 \cdot 10^{-3}$	$3,21 \cdot 10^{-2}$	$1,96 \cdot 10^{-3}$	$1,25 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т9	$7,36 \cdot 10^{-3}$	—	—	$7,69 \cdot 10^{-3}$	$4,61 \cdot 10^{-2}$	$3,33 \cdot 10^{-3}$	$1,38 \cdot 10^{-3}$
ВМГ Т10	$4,20 \cdot 10^{-2}$	—	—	—	$3,40 \cdot 10^{-2}$	$4,71 \cdot 10^{-4}$	$1,89 \cdot 10^{-3}$

Расчет границ относительной погрешности аттестованных значений СО для уровня доверия $P = 0,95$ проводили в соответствии с Р 50.2.058–2007 (раздел 8). Результаты расчетов границ относительной погрешности аттестованных значений СО для уровня доверия $P = 0,95$ приведены в табл. 9.

Таблица 9

Относительные погрешности аттестованных значений стандартных образцов

Индекс стандартно- го образца	Относительные погрешности аттестованных значений стандартных образцов, %, для элемента						
	Al	V	Sn	Zr	Mn	Si	Fe
ВМГ Т1	6	10	6	6	—	9	5
ВМГ Т2	5	5	—	—	—	6	6
ВМГ Т3	5	5	—	—	—	5	6
ВМГ Т4	4	5	—	5	—	6	6
ВМГ Т5	5	5	—	—	—	6	5
ВМГ Т6	6	—	—	6	6	—	6
ВМГ Т7	5	—	—	6	6	6	6
ВМГ Т8	4	—	—	6	5	6	5
ВМГ Т9	6	—	—	6	5	6	6
ВМГ Т10	5	—	—	—	4	6	5

Прослеживаемость аттестованных значений СО к единице величины «массовая доля компонента», воспроизводимой Государственным первичным эталоном, обеспечена проведением прямых измерений на вторичном эталоне. Каждый СО выполняет функцию рабочего эталона для каждого аттестованного элемента.

Заключения

Отработана технология изготовления материала СО состава титана марок ВТ1-0, ВТ1-00 и титановых сплавов марок ВТ6, ВТ6ч, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4, обеспечивающая получение однородных СО заданного химического состава. Выбраны способ и порядок введения основных легирующих элементов и примесей, режимы проведения плавки и порядок механической обработки полученных слитков.

Изготовлена партия СО состава титана марок ВТ1-0, ВТ1-00 и титановых сплавов марок ВТ6, ВТ6ч, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4 в форме монолитных цилиндров. Проведены испытания в целях утверждения типа СО, включающие исследования однородности, стабильности и определение аттестованных значений СО. Разработаны техническое задание на разработку СО, программа испытаний СО в целях утверждения типа и программа испытаний СО серийного выпуска.

Проведено утверждение типов СО состава титана и титановых сплавов (набор ВМГ Т1–ВМГ Т10). Типы СО утверждены приказом Росстандарта № 678 от 08.04.2026, типам присвоены регистрационные номера ГСО 13217–2026/ГСО 13226–2026. Запись об утверждении типов СО внесена в Федеральный информационный фонд по обеспечению единства измерений.

Список источников

1. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. 400 с.
2. Ночовная Н.А. Перспективы и проблемы применения титановых сплавов // Перспективы развития и применения титановых сплавов для самолетов, ракет, двигателей и судов: сб. докл. М., 2007. С. 5–9.
3. Трофимов В.В., Федчишин О.В., Клименов В.А. Титан, сплавы титана и их применение в стоматологии // Сибирский медицинский журнал. 2009. № 3. С. 1–3.
4. Моисеев В.Н., Грибков Ю.А., Захаров Ю.И. Высокопрочные титановые сплавы в авиационных конструкциях // Перспективы развития и применения титановых сплавов для самолетов, ракет, двигателей и судов: сб. докл. М., 2007. С. 47–52.
5. Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники. М.: Изд-во МАИ, 2001. 412 с.
6. Ушков С.С., Кудрявцев А.С. Применение титановых сплавов в морской технике и транспортной энергетике и перспективы дальнейшего развития // Перспективы развития и применения титановых сплавов для самолетов, ракет, двигателей и судов: сб. докл. М., 2007. С. 5–9.
7. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов. М.: Металлургия, 1988. 256 с.
8. Илларионов А.Г., Попов А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учеб. пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. 137 с.
9. Путырский С.В., Плохих А.И., Арисланов А.А., Наприенко С.А., Анисимова А.Ю. Исследование структуры и механических свойств материала со слоистой структурой на основе композиции из титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ47 // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 36–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-36-50.
10. Овчинников В.В., Слезко М.Ю., Бабуев М.А. Магнетронное нанесение тонкопленочного покрытия системы Cu–Mo на титановый сплав ВТ6 // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 4 (81). С. 106–117. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-106-117.
11. Дуюнова В.А., Павлова Т.В., Кашапов О.С., Чучман О.В. Долговечность поковок и штамповок из сплава ВТ6 для деталей газотурбинных двигателей и авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 23–35. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
12. 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: 02.06.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
13. Юинг Г.В. Инструментальные методы химического анализа. М.: Мир, 1989. 608 с.
14. Орешникова Е.Г. Спектральный анализ. М.: Высшая школа, 1982. 375 с.

15. Отто М. Современные методы аналитической химии. 3-е изд. М.: Техносфера, 2008. 543 с.
16. Филичкина В.А., Скорская О.Л., Муравьева И.В. Методы и средства аналитического контроля материалов. Химические и физико-химические методы аналитического контроля: учеб. пособие. М.: Изд. дом МИСиС, 2015. 107 с.
17. Степановских В.В., Колпакова Е.К., Хузагалеева Р.К. Аналитический контроль сырья и продукции в металлургии на основе применения сертифицированных стандартных образцов // Аналитика. 2024. Т. 14. № 6. С. 488–491. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.6.488.491.
18. Степановских В.В., Колпакова Е.К., Хузагалеева Р.К. Аналитический контроль материалов черной металлургии на основе применения сертифицированных стандартных образцов, разработанных ЗАО «ИСО» // Стандартные образцы в измерениях и технологиях: тез. докл. VI Междунар. науч. конф. Екатеринбург, 2024. С. 157–158.
19. Летов А.Ф. Применение инструментальных методов анализа для определения химического состава новых авиационных материалов // I Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат–2012»: сб. докл. М., 2007. С. 5–9.
20. Ерошкин С.Г., Орлов Г.В. Исследование однородности материала стандартных образцов деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Труды ВИАМ. 2015. № 8. С. 83–87. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-11-11.
21. Ерошкин С.Г., Дынин Н.В., Орлов Г.В., Петров П.С. Опыт разработки и производства стандартных образцов состава алюминиевого сплава Д16 // Труды ВИАМ. 2017. № 5 (53). С. 50–55. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-6-6.
22. Степановских В.В. Метрологическая прослеживаемость результатов определения химического состава металлургических материалов. Практические вопросы // Аналитика. 2024. Т. 14. № 2. С. 184–186. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.2.184.186.
23. Каблов Е.Н., Морозов Г.А., Крутиков В.Н., Муравская Н.П. Аттестация стандартных образцов состава сложнолегированных сплавов с применением эталона // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 2. С. 9–11.

References

1. Gorynin I.V., Chechulin B.B. *Titanium in Mechanical Engineering*. Moscow: Mashinostroyeniye, 1990, 400 p.
2. Nochovnaya N.A. Prospects and Problems of Application of Titanium Alloys. *Prospects for the Development and Application of Titanium Alloys for Aircraft, Rockets, Engines, and Ships*: Collection of reports. Moscow, 2007, pp. 5–9.
3. Trofimov V.V., Fedchishin O.V., Klimenov V.A. Titanium, Titanium Alloys, and Their Application in Dentistry. *Sibirskiy meditsinskiy zhurnal*, 2009, no. 3, pp. 1–3.
4. Moiseev V.N., Gribkov Yu.A., Zakharov Yu.I. High-strength titanium alloys in aircraft structures. *Prospects for the development and application of titanium alloys for aircraft, rockets, engines and ships*: collection of reports. Moscow, 2007, pp. 47–52.
5. Kolachev B.A., Eliseev Yu.S., Bratukhin A.G., Talalaev V.D. *Titanium alloys in the design and production of aircraft engines and aerospace technology*. Moscow: MAI Publ. House, 2001, 412 p.
6. Ushkov S.S., Kudryavtsev A.S. Application of titanium alloys in marine engineering and transport energy and prospects for further development. *Prospects for the development and application of titanium alloys for aircraft, rockets, engines and ships*: collection of reports. Moscow, 2007, pp. 5–9.
7. Kollings E.V. *Physical Metallurgy of Titanium Alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1988, 256 p.
8. Illarionov A.G., Popov A.A. *Technological and Operational Properties of Titanium Alloys: A Textbook*. Ekaterinburg: Ural Univ. Press, 2014, 137 p.
9. Putyrskiy S.V., Plokhikh A.I., Arislanov A.A., Naprienko S.A., Anisimova A.Yu. Study of structure and mechanical properties of the laminar structure material based on titanium alloys VT1-0 and VT47. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 36–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-36-50.

10. Ovchinnikov V.V., Slezko M.Yu., Babuev M.A. Magnetron deposition of thin-film coating of the Cu–Mo system on titanium alloy VT6. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 4 (81), pp. 106–117. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-4-106-117.
11. Duyunova V.A., Pavlova T.V., Kashapov O.S., Chuchman O.V. Fatigue strength of forgings from VT6 alloy for parts of gas turbine engines and aircrafts. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 23–35. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
12. 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: June 02, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
13. Ewing G.W. *Instrumental methods of chemical analysis*. Moscow: Mir, 1989, 608 p.
14. Oreshnikova E.G. *Spectral analysis*. Moscow: Vyshaya shkola, 1982, 375 p.
15. Otto M. *Modern methods of analytical chemistry*. 3rd ed. Moscow: Tekhnosfera, 2008, 543 p.
16. Filichkina V.A., Skorskaya O.L., Muravyova I.V. *Methods and means of analytical testing of materials. Chemical and physical-chemical methods of analytical control: textbook*. Moscow: Publ. house MISiS, 2015, 107 p.
17. Stepanovskikh V.V., Kolpakova E.K., Khuzagaleeva R.K. Analytical control of raw materials and products in metallurgy based on the use of certified reference materials. *Analitika*, 2024, vol. 14, no. 6, pp. 488–491. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.6.488.491.
18. Stepanovskikh V.V., Kolpakova E.K., Khuzagaleeva R.K. Analytical testing of ferrous metallurgy materials based on the use of certified standard samples developed by ISO JSC. *Standard samples in measurements and technologies: abstract. report VI International scientific conf. Ekaterinburg, 2024*, pp. 157–158.
19. Letov A.F. Application of instrumental methods of analysis to determine the chemical composition of new aviation materials. *I All-Rus. conf. on testing and research into the properties of materials «TestMat–2012»*: coll. report. Moscow, 2007, pp. 5–9.
20. Eroshkin S.G., Orlov G.V. Research of material inhomogeneity of reference samples made of wrought Ni-based superalloy VZH175-ID. *Trudy VIAM*, 2015, no. 8, pp. 83–87. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 02, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-11-11.
21. Eroshkin S.G., Dynin N.V., Orlov G.V., Petrov P.S. Experience in the development and production of reference materials of composition of aluminum alloy D16. *Trudy VIAM*, 2017, no. 5 (53), pp. 50–55. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 02, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-6-6.
22. Stepanovskikh V.V. Metrological traceability of the results of determining the chemical composition of metallurgical materials. Practical issues. *Analitika*, 2024, vol. 14, no. 2, pp. 184–186. DOI: 10.22184/2227-572X.2024.14.2.184.186.
23. Kablov E.N., Morozov G.A., Krutikov V.N., Muravskaya N.P. Certification of standard samples of structure of complex-alloyed alloys using standard. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 2, pp. 9–11.

Информация об авторах

Ерошкин Сергей Геннадьевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Швецова Анастасия Николаевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergey G. Eroshkin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anastasia N. Shvetsova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 17.06.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.06.2026.

The article was submitted 17.06.2026; approved and accepted for publication after reviewing 22.06.2026.

Научная статья

УДК 539.612

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-196-208

ПОДХОДЫ К АНАЛИЗУ ПЛОЩАДИ АДГЕЗИОННОГО КОНТАКТА ПРИ ИСПЫТАНИИ МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ВЫТЯГИВАНИЯ ИЗ «УЗЛА»*

Часть 2

Р.Р. Иваньков¹, А.И. Гуляев¹

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

Аннотация. Предложен новый способ определения площади адгезионного контакта при испытании образцов модифицированным методом вытягивания из «узла». Значения прочности адгезионного контакта между российским углеродным волокном UMT42S-3K и эпоксидным связующим ВСЭ-30, полученные усовершенствованным методом вытягивания из «узла», сравнили со значениями, полученными эталонными методами pull out и push out. Представлены зоны адгезионного контакта после испытаний методом push out.

Ключевые слова: оптическая микроскопия, адгезия, прочность, углеродные волокна, эпоксидное связующее, растровая электронная микроскопия, метод выталкивания волокон

Для цитирования: Иваньков Р.Р., Гуляев А.И. Подходы к анализу площади адгезионного контакта при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла». Часть 2 // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 196–208. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-196-208.

Scientific article

APPROACHES TO THE ANALYSIS OF THE ADHESIVE CONTACT AREA WHEN TESTING USING A MODIFIED PULL-OUT METHOD FROM A «LOOP-KNOT»

Part 2

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. This article proposes a new method for determining the area of adhesive contact during the testing of samples using the modified pull-out method. The obtained values of adhesive strength between the Russian carbon fiber UMT42S-3K and the epoxy binder VSE-30 using the improved pull-out method were compared with the values obtained using the reference pull-out and push-out methods. The article also presents the areas of adhesive contact after testing using the push-out method.

Keywords: optical microscopy, adhesion, strength, carbon fibers, epoxy binder, scanning electron microscopy, push-out test

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 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 196–208. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-196-208.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 8 (162).

Введение

Развитие производства полимерных композиционных материалов открывает возможности для изготовления новых конструкций и изделий для авиационной и космической техники [1–3]. Именно поэтому необходимо совершенствовать методы анализа и способы обработки полученных данных с помощью различных прикладных программ [4, 5]. Изучение адгезионной прочности и площади контакта между полимерами и углеродными волокнами на протяжении долгого времени (~75 лет) ведется во многих странах: США, Великобритании, Франции и др. [6, 7]. Следует отметить, что и в СССР адгезионную прочность между разными типами волокон и полимерными матрицами изучали на базе ИХФ РАН методом вытягивания волокна из капли отвержденного связующего [6]. Создав большой задел и определив основные закономерности прочности адгезионной связи между наполнителем и полимерной матрицей, отечественные и зарубежные ученые предпринимали попытки по совершенствованию метода pull out и определению площади адгезионного контакта. В работах [6–11] определению адгезионной прочности уделяют особое внимание, так как данный параметр учитывают в первую очередь при создании новых видов полимерных композиционных материалов. На рис. 1 представлена фотография первых образцов, полученных с помощью затягивания «узла», для испытаний на адгезионную прочность.

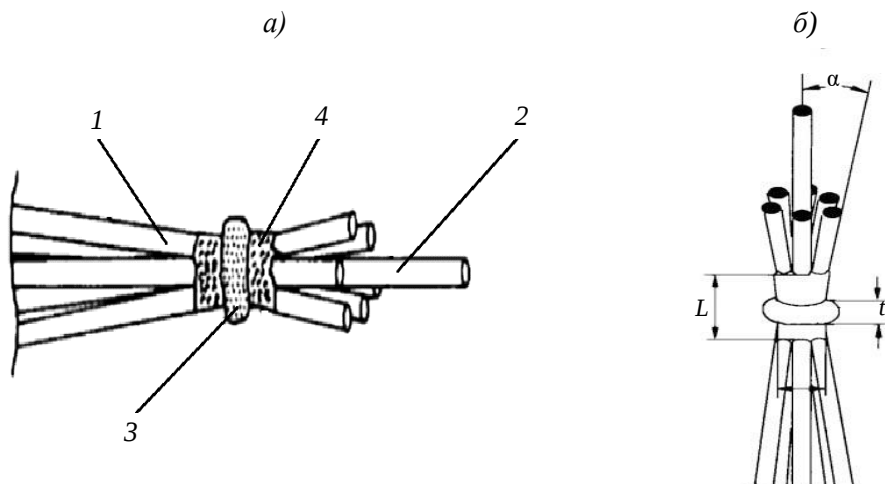


Рис. 1. Упрощенная форма образцов для расчета площади адгезионного контакта [9]: а – схематичное изображение испытываемой ячейки, где 1 – вспомогательные волокна (6 шт.); 2 – испытываемое моноволокно; 3 – вспомогательное моноволокно для формирования узла; 4 – полимерное связующее; б – геометрические параметры, где t_k – толщина вспомогательного жгута; L – длина пропитанного участка; α – угол между вспомогательным и испытываемым моноволоком

В данном случае площадь адгезионного контакта рассчитывают по формуле

$$S_t = A_t \left[6t_k \left(1 - \frac{1}{\cos \alpha} \right) + L \left(1 + \frac{6}{\cos \alpha} \right) \right], \quad (1)$$

где A_t – средняя площадь поперечного сечения волокон; t_k – толщина вспомогательного жгута; L – длина пропитанного участка; α – угол между вспомогательным и испытываемым моноволоком.

Существует и другой нестандартный способ, который учитывает влияние близлежащих волокон и называется методом трех волокон (рис. 2).

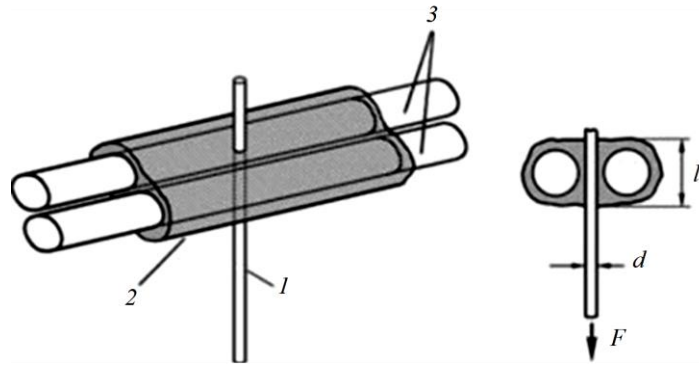


Рис. 2. Упрощенная форма образцов для расчета площади адгезионного контакта [6]: 1 – испытываемое волокно; 2 – полимерное связующее; 3 – вспомогательные волокна; F – действующая нагрузка; d – диаметр волокна; l – толщина полимерного связующего на вспомогательных волокнах

Преимуществом метода push out, как и классического метода microbond, является простой расчет площади адгезионного контакта:

$$S = P_{\text{вол}} h, \quad (2)$$

где $P_{\text{вол}}$ – периметр поперечного сечения волокна; h – толщина образца полимерного композиционного материала.

Метод выталкивания моноволокна из полимерной матрицы применяется в течение долгого времени как в России, так и за рубежом [8, 10–21]. Поэтому для подтверждения корректности данных, получаемых новыми методами, необходимо сравнить их с результатами испытаний эталонными методами – pull out или push out. В работах [6, 7] с помощью метода вытягивания pull out получены зависимости усилия вытягивания и прочности от площади адгезионного контакта. Преимуществом метода push out перед методом pull out является возможность анализа площади адгезионного контакта после испытаний с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ), что также позволяет проанализировать форму филаментов [15–18].

В настоящее время одним из перспективных методов определения адгезионной прочности является усовершенствованный метод вытягивания из «узла» [22].

С помощью немодифицированного метода вытягивания из «узла», представленного в работах [21, 23], зависимости прочности от площади контакта получить трудно. Это связано с тем, что можно определить только теоретическую площадь, используя формулу [23]

$$S = \frac{\pi^2}{\varphi} \sqrt{\frac{T_1 T_2}{\rho_1 \rho_2}}, \quad (3)$$

где 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 [23, 24].

Преимущества немодифицированного метода перед классическим методом pull out подробно описаны в работах [23, 24], где в основном приведены результаты испытаний арамидных волокон. Отличие модифицированного метода от классического метода вытягивания из «узла» заключается в том, что образцы представляют собой «жесткую конструкцию», так как они выполнены на основе микропластика, а не «сухого волокна».

Учитывая, что имеется множество подходов к определению площади адгезионного контакта, существует потребность в глубоком анализе данного параметра при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла», который разработан на базе НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Необходимо также сравнить полученные результаты с данными, полученными методом push out, и установить зависимости усилия вытягивания и прочности от площади адгезионного контакта.

Материалы и методы

В исследованиях использовано полимерное связующее ВСЭ-30 производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. В качестве углеродных наполнителей выбраны российские волокна марки UMT42S-3K, основные характеристики которых указаны в табл. 1.

Таблица 1

Основные характеристики высокопрочных углеродных волокон марки UMT42S-3K

Показатель	Значения показателей
Линейная плотность, текс	190
Прочность при растяжении, МПа	4200
Модуль упругости, ГПа	240–270
Относительное удлинение, %	$\geq 1,5$
Массовая доля аппрета на нити, %	1,0–1,7
Плотность волокна, г/см ³	1,78 $\pm$ 0,03
Тип аппрета	Эпоксидный

Для затягивания «узла» выбран арамидный жгут Русар-НТ, основные характеристики которого указаны в табл. 2.

Таблица 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 изучения площади поверхности торца микропластика в «узле» использовали оптический микроскоп с программным обеспечением. Микропластик устанавливали перпендикулярно линзе оптического микроскопа.

Для оценки адгезионной прочности системы «волокно–матрица» методом выталкивания волокна индентором (push out) из образцов углепластика изготовлены объекты исследования толщиной ~20 мкм. Процесс изготовления включал вырезку заготовок толщиной ~1 мм перпендикулярно направлению армирования с последующим механическим утонением и полировкой с применением абразивной бумаги с последовательно уменьшающейся зернистостью.

Эксперимент по выталкиванию филаментов из отвержденного эпоксидного связующего ВСЭ-30 проводили с использованием специальной оснастки. Медную сетку

толщиной 25 мкм с диаметром отдельно взятой ячейки 50 мкм фиксировали на плоско-параллельном металлическом основании с помощью термопластичного клея. В процессе испытания необходимо обеспечить жесткость образцов при изгибе. Именно по этой причине следует применять медную сетку. Адгезионную прочность измеряли с помощью наноиндентометра. Алмазный индентор для проведения испытаний имеет форму усеченного конуса (угол при вершине 60 градусов, диаметр рабочего основания 5 мкм). Скорость испытания составила 50 мН/мин. Определение периметра торца моноволокон и регистрацию кривых зависимостей «нагрузка–перемещение» проводили с помощью специального программного обеспечения.

Зоны наноиндентирования и фактическую толщину образцов исследовали с помощью РЭМ. Съемку проводили при ускоряющем напряжении 15 кВ и токе электронного пучка 20 пА. Изображения поперечных сечений волокон оконтуривали линией Безье по 10 точкам. Периметр измеряли с использованием специализированного программного обеспечения.

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

Результаты и обсуждение

Для оценки корректности значений, полученных методом pull out, необходимо сравнить их с данными, полученными методом push out. Результаты сравнительного анализа представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты определения адгезионной прочности методом pull out и push out

Показатель	Значения показателей при определении методом	
	pull out	push out
Адгезионная прочность*, МПа	<u>75–131</u> 90,0	<u>65–119</u> 96,0
Среднее квадратичное отклонение	13,0	14,1
Коэффициент вариации CV, %	14,4	14,7

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

Разница значений адгезионной прочности не превышает 10 %, что свидетельствует о высокой сходимости данных, которые получают двумя эталонными методами – push out и pull out.

Зоны разрушения на границе раздела фаз представлены на рис. 3.

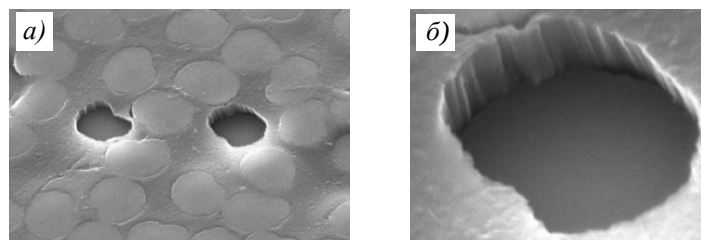


Рис. 3. Зоны разрушения адгезионной связи в углепластике на основе отечественного углеродного волокна UMT42S-3K и эпоксидного связующего ВСЭ-30: а – общий вид ($\times 3000$); б – микростроение зоны адгезионного контакта ($\times 15000$)

Применение РЭМ позволило проанализировать два ключевых фактора корректности проведения эксперимента по выталкиванию волокна индентором: соответствие

микромеханизма разрушения адгезионному типу и отсутствие повреждения торцов волокон индентором. На фотографиях микростроения зоны выталкивания волокон (рис. 3, б) хорошо заметна реплика фибриллизованной поверхности углеродного волокна на контактной поверхности полимерной матрицы, что свидетельствует об адгезионном разрушении по границе раздела «волокно–матрица». По результатам анализа поверхности торцов волокон после воздействия индентора не выявлено признаков их раскалывания или деформирования, что может происходить при неверном подборе индентора или избыточной толщине образца [20]. Анализ зоны индентирования методом РЭМ позволяет заключить, что получены метрологически корректные данные для определения среднего значения прочности адгезионной связи системы «волокно–матрица».

На рис. 4 представлены фотографии торцов микропластиков.

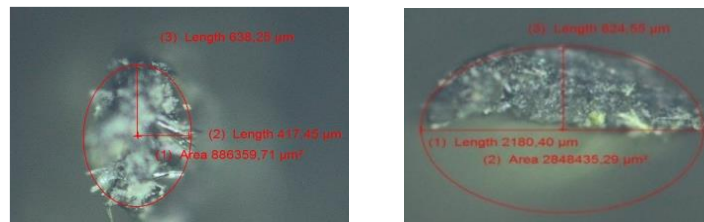


Рис. 4. Определение периметра торцов микропластика на оптическом микроскопе ($\times 50$)

Для анализа площади торца наиболее близкой формой является эллипс, периметр которого вычисляется по формуле Ш. Рамануджана:

$$P = \pi[3(a + b) - \sqrt{3ab(a + 3b)}], \quad (4)$$

где a – длина большой полуоси; b – длина малой полуоси.

Однако следует отметить, что для вычисления периметра эллипса используется более точное второе приближение:

$$P = \pi(a + b) \left(\frac{3h}{10 + \sqrt{4 - 3h}} \right), \quad (5)$$

$$h_t = \frac{(a - b)^2}{(a + b)^2}. \quad (6)$$

В некоторых случаях периметр торца микропластика составляет сумму половины периметра эллипса и удвоенной длины большой полуоси, тогда уравнение будет принимать следующий вид:

$$P_{\text{торца}} = \frac{\pi(a + b) \left(\frac{3h}{10 + \sqrt{4 - 3h_t}} \right)}{2} + 2a. \quad (7)$$

Согласно формуле (3), адгезионная прочность в системе «волокно–матрица» реализуется на длине волокна l [25], определяемой с помощью траверсы прибора, работа которого описана в работе [26]. Это связано с тем, что современные разрывные машины обладают точностью до 0,001 мм. Поэтому для вычисления полной площади боковой грани эллипсоидной поверхности можно применить выражение, аналогичное уравнению (2):

$$S_p = P_{\text{торца}} \xi, \quad (8)$$

где ξ – удлинение.

Результаты вычисления площади адгезионного контакта с помощью формулы (8) представлены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты определения площади контакта для каждого образца выборки

Результаты определения площади контакта для каждого образца выборки		
Условный номер испытаний	Площадь контакта, мм ²	
	теоретическая	экспериментальная
1	1,28	1,52
2		1,41
3		1,18
4		1,08
5		1,30
6		1,15
7	1,48	1,24
8		1,28
9		1,40
10		1,48
11		1,31
12		1,99
13	1,66	1,34
14		1,22
15		1,20
16		1,44
17		1,21
18		0,87
Среднее значение		1,31
Среднее отклонение		0,15
Коэффициент вариации CV, %		0,23

Для определения адгезионной прочности можно использовать как среднее значение периметра торца, так и конкретные значения для каждого образца.

Модифицированный метод вытягивания из «узла» наиболее предпочтительно сравнивать с методом pull out. Это связано с тем, что для этих способов определения адгезионной прочности используется схожий процесс нагружения образца.

В табл. 5 представлены результаты расчета площади адгезионного контакта различными способами.

Таблица 5

Результаты определения адгезионной прочности с использованием разных подходов к анализу зоны контакта

Условный номер испытаний	P , Н	S_p , мм ²	τ_p , МПа	S_T , мм ²	τ_T , МПа	S_Σ , мм ²	τ_Σ , МПа
1	104,8	1,52	68,8	1,28	81,9	2,48	42,3
2	101,9	1,41	72,4		79,6		41,1
3	100,2	1,18	85,1		78,2		40,4
4	98,9	1,08	91,6		77,3		39,9
5	110,8	1,30	85,3		86,6		44,7
6	105,3	1,15	91,7		82,3		42,5
7	106,3	1,24	85,5	1,48	71,9	2,86	37,2
8	129,5	1,28	100,8		87,5		45,3
9	121,2	1,40	86,8		81,9		42,4
10	121,8	1,48	82,3		82,3		42,6
11	125,7	1,31	95,7		84,9		43,9
12	117,7	1,99	59,0		79,5		41,1
13	122,3	1,34	91,4	1,66	73,7	3,20	38,2
14	107,1	1,22	87,7		64,5		33,5

Окончание таблицы 5

Условный номер испытаний	P , Н	S_p , мм ²	τ_p , МПа	S_t , мм ²	τ_t , МПа	S_s , мм ²	τ_s , МПа
15	127,3	1,20	106,1		76,7		39,8
16	113,2	1,44	78,7		68,2		35,4
17	120,4	1,21	99,6		72,5		37,6
18	112,6	0,87	129,7		67,8		35,2
Среднее значение	–	–	88,8	–	77,6	–	40,2
Среднее отклонение			14,9		6,6		3,4
Коэффициент вариации CV , %			16,8		8,6		8,4

Примечание. P – напряжение; S_p – площадь контакта для конкретного образца, определяемая по формуле (8); τ_p – адгезионная прочность для конкретного образца; S_t , S_s – площадь контакта, определенная методом вытягивания из «узла» при теоретическом и экспериментальном значении коэффициента плотности упаковки филаментов в микропластике соответственно; τ_t , τ_s – адгезионная прочность, определенная методом вытягивания из «узла» при теоретическом и экспериментальном значении коэффициента плотности упаковки филамента в микропластике соответственно.

Для определения адгезионной прочности будет использована формула

$$\tau_p = \frac{F}{S_p}, \quad (9)$$

где F – нагрузка, Н; S_p – площадь адгезионного контакта для конкретного образца, определяемая по формуле (8), мм².

Согласно данным табл. 5, интерес представляет адгезионная прочность при усредненном значении периметра торца. По данным табл. 5 можно получить зависимость адгезионной прочности от площади контакта, которая определяется с помощью формулы (8).

Исходя из данных рис. 5, можно сделать вывод, что модель определения площади адгезионного контакта, представленная в работах [21, 23], может некорректно отображать снижение адгезионной прочности.

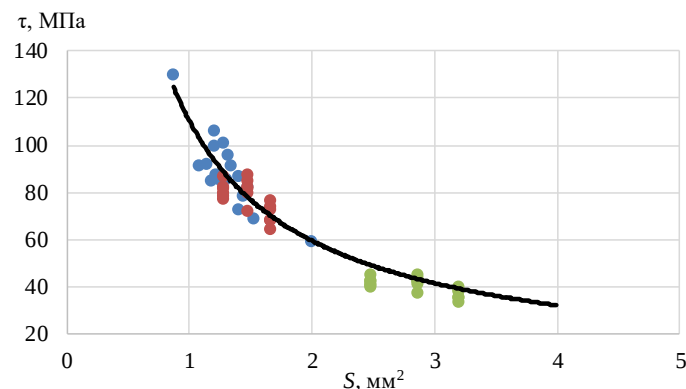


Рис. 5. Зависимость адгезионной прочности τ от площади контакта S , вычисленной разными способами: вытягивания из «узла» с зоной контакта, вычисленной по формуле (8) (●), и вытягивания из «узла» при теоретическом (●) и экспериментальном (●) значении коэффициента плотности упаковки филаментов в микропластике

На рис. 6 представлены зависимости адгезионной прочности от площади контакта при испытаниях методом «pull out» и модифицированным методом вытягивания из «узла» с учетом реальной площади адгезионного контакта, определяемой с помощью оптического микроскопа.

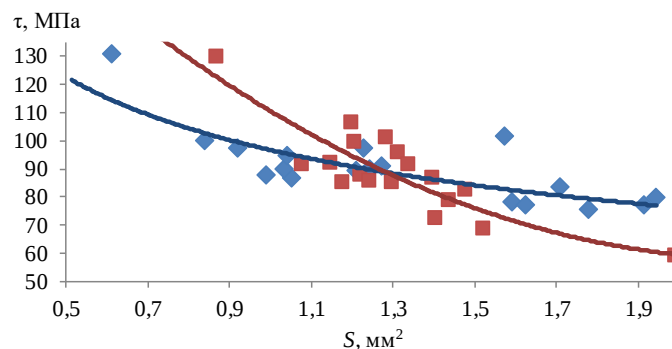


Рис. 6. Зависимости адгезионной прочности τ от площади контакта S для образцов, испытанных методом pull out (♦) и модифицированным методом вытягивания из «узла» (■)

Следует отметить, что зависимости, полученные обоими методами, имеют точку пересечения при адгезионной прочности ~ 90 МПа. Более резкое снижение адгезионной прочности при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла» можно связать с большими, по сравнению с методом pull out, размерами образцов.

Чтобы получить корректные значения адгезионной прочности при испытании модифицированным методом из «узла», можно пренебречь значением коэффициента плотности упаковки филаментов ϕ . Тогда формула расчета площади контакта будет иметь следующий вид:

$$S = \pi^2 \sqrt{\frac{T_1 T_2}{\rho_1 \rho_2}}. \quad (10)$$

Результаты определения адгезионной прочности в зависимости от площади контакта без учета коэффициента плотности упаковки филаментов представлены в табл. 6.

Таблица 6

Результаты пересчета адгезионной прочности в зависимости от площади адгезионного контакта без учета коэффициента плотности упаковки филаментов

Условный номер испытаний	P , Н	Площадь контакта, мм^2	Адгезионная прочность, МПа
1	104,8	1,11	94,4
2	101,9		91,8
3	100,2		90,2
4	98,9		89,1
5	110,8		99,8
6	105,3		94,9
7	104,8	1,29	82,4
8	101,9		100,4
9	100,2		94,0
10	98,9		94,4
11	110,8		97,4
12	105,3		91,2
13	122,3	1,44	84,9
14	107,1		74,4
15	127,3		88,4
16	113,2		78,6
17	120,4		83,6
18	112,6		78,2
Среднее значение	—	—	89,3
Среднее отклонение			7,3
Коэффициент вариации CV, %			8,2

Пренебрегая коэффициентом плотности упаковки филаментов в микропластике, можно получить значение адгезионной прочности, близкое к значениям, полученным методами pull out и push out. Разница средних значений не превышает 10 %.

Заключения

Предложен новый способ определения площади адгезионного контакта при испытании модифицированным методом вытягивания из «узла».

Предложенная модель расчета площади адгезионного контакта позволяет получить среднее значение адгезионной прочности, близкое к результатам, полученным эталонными методами pull out и push out. Разница значений не превышает 10 %.

Значения адгезионной прочности, полученные эталонными методами pull out и push out, отличаются менее чем на 5 %.

Для определения адгезионной прочности модифицированным методом вытягивания из «узла» можно пренебречь коэффициентом плотности упаковки ф.

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

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. Железина Г.Ф., Кулагина Г.С., Сидорина А.И., Соловьева Н.А. Усталость конструкционных органо-пластиков // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). С. 89–100. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-98-100.
3. Начаркина А.В., Валуева М.И., Зеленина И.В., Шошева А.Л. Высокотемпературные углепластики на основе бисмалеинимидных связующих // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). С. 43–61. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
4. Скуридина Н.С., Большаков В.А., Клименко О.Н., Баринев Д.Я. Исследование кинетики отверждения эпоксидного связующего в препреге на основе равнопрочной ткани методами многовариантной регрессии // *Труды ВИАМ*. 2025. № 11 (153). С. 12–22. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-12-22.
5. Амирова Л.Р., Хамидуллин О.Л., Залялова Г.М., Амирова Л.М. Оценка кинетических параметров процесса отверждения эпоксидангидридных систем методом ДСК // *Известия Академии наук. Серия химическая*. 2017. № 3. С. 483–487.
6. Engineered interfaces in fiber reinforced composites / ed. J.K. Kim, Y.W. Mai. Elsevier, 1998. P. 416.
7. Горбаткина Ю.А., Иванова-Мумжиева В.Г., Куперман А.М. Адгезия модифицированных эпоксидных матриц к армирующим волокнам // *Высокомолекулярные соединения*. Сер.: А. 2016. Т. 58. № 5. С. 439–447. DOI: 10.7868/S2308112016050060.
8. Kumar R., Cross W.M., Kjerengtroen L., Kellar J.J. Fiber bias in nanoindentation of polymer matrix composites // *Composite Interfaces*. 2004. Vol. 11. P. 431–440.
9. Qiu Y., Schwartz P. A new method for study of the fiber-matrix interface in composites: single fiber pull-out from a microcomposite // *Journal of adhesion science and technology*. 1991. Vol. 5. No. 9. P. 741–756.
10. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности «волокно–матрица» в углепластиках на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 4 (57). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.

11. 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.
12. Jager J., Sause M.G.R., Burkert F. et al. Influence of plastic deformation on single-fiber push-out tests of carbon fiber reinforced epoxy resin // Composites. Part A. 2015. Vol. 71. P. 157–167.
13. Wang S.-W., Khan A., Sands R., Vasudevan A.K. A novel nanoindenter technique for measuring fibre-matrix interfacial strengths in composites // Journal of Materials Science Letters. 1992. Vol. 11. P. 739–741.
14. Desaegeer M., Verpoest I. On the use of the micro-indentation test technique to measure the interfacial shear strength of fibre-reinforced polymer composites // Composites Science and Technology. 1993. Vol. 48. P. 215–226.
15. Janczak J., Burki G., Rohr L. Interfacial characterisation of MMCs and CMCs using SEM-pushout technique // Key Engineering Materials. 1997. Vol. 127–131. P. 623–630.
16. Haerberle D.C. The use of nanoindentation to determine composite interfacial shear strength and the effects of environmental aging: Thesis for the Degree of Master of Science in Engineering Science and Mechanics. Blacksburg, 2001. 112 p.
17. Chawla N., Chawla K.K., Koopman M. et al. Thermal-shock behavior of a Nicalon-fiberreinforced hybrid glass-ceramic composite // Composites Science and Technology. 2001. Vol. 61. P. 1923–1930.
18. Gallo S.C., Li X., Zhang Z. et al. Viscoelastic response of carbon fiber reinforced polymer during push-out tests // Composites Part A. 2018. Vol. 112. P. 178–185.
19. Urena A., Rams J., Escalera M.D., Sanchez M. Characterization of interfacial mechanical properties in carbon fiber/aluminium matrix composites by the nanoindentation technique // Composites Science and Technology. 2005. Vol. 65. P. 2025–2038.
20. Mueller W.M., Moosburger-Will J., Sause M.G.R., Horn S. Microscopic analysis of single-fiber push-out tests on ceramic matrix composites performed with Berkovich and flat-end indenter and evaluation of interfacial fracture toughness // Journal of the European Ceramic Society. 2013. Vol. 33. P. 441–451.
21. 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. С. 197–212.
22. 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.
23. 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.
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: 25.05.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-170-184.
25. 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.
26. Нелюб В.А. Экспериментальная оценка модуля упругости адгезионной связи системы эпоксидная матрица – углеродное волокно с металлическим покрытием // Современные наукоемкие технологии. 2019. № 6. С. 96–100.

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. 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: May 15, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-98-100.
3. Nacharkina A.V., Valueva M.I., Zelenina I.V., Shosheva A.L. High-temperature carbon fiber reinforced plastics based on bismaleinimide binders. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), pp. 43–61. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 15, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-43-61.
4. Skuridina N.S., Bolshakov V.A., Klimenko O.N., Barinov D.Ya. Investigation of the kinetics of curing of an epoxy binder in a prepreg based on an equal-strength fabric using multivariate regression methods. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), pp. 12–22. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 15, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-12-22.
5. Amirova L.R., Khamidullin O.L., Zalyalova G.M., Amirova L.M. Assessment of kinetic parameters of the curing process of epoxyanhydride systems by DSC. *Izvestiya Akademii nauk. Seriya khimicheskaya*, 2017, no. 3, pp. 483–487.
6. *Engineered interfaces in fiber reinforced composites*. Ed. J.K. Kim, Y.W. Mai. Elsevier, 1998, p. 416.
7. Gorbatkina Yu.A., Ivanova-Mumzhieva V.G., Kuperman A.M. Adhesion of modified epoxy matrices to reinforcing fibers. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser.: A*, 2016, vol. 58, no. 5, pp. 439–447. DOI: 10.7868/S2308112016050060.
8. Kumar R., Cross W.M., Kjerengtroen L., Kellar J.J. Fiber bias in nanoindentation of polymer matrix composites. *Composite Interfaces*, 2004, vol. 11, pp. 431–440.
9. Qiu Y., Schwartz P. A new method for study of the fiber-matrix interface in composites: single fiber pull-out from a microcomposite. *Journal of adhesion science and technology*, 1991, vol. 5, no. 9, pp. 741–756.
10. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Experimental research of «fiber-matrix» adhesion strength in carbon fiber epoxy/polysulphone composite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
11. 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.
12. Jager J., Sause M.G.R., Burkert F. et al. Influence of plastic deformation on single-fiber push-out tests of carbon fiber reinforced epoxy resin. *Composites. Part A*, 2015, vol. 71, pp. 157–167.
13. Wang S.-W., Khan A., Sands R., Vasudevan A.K. A novel nanoindenter technique for measuring fibre-matrix interfacial strengths in composites. *Journal of Materials Science Letters*, 1992, vol. 11, pp. 739–741.
14. Desaeger M., Verpoest I. On the use of the micro-indentation test technique to measure the interfacial shear strength of fibre-reinforced polymer composites. *Composites Science and Technology*, 1993, vol. 48, pp. 215–226.
15. Janczak J., Burki G., Rohr L. Interfacial characterisation of MMCs and CMCs using SEM-pushout technique. *Key Engineering Materials*, 1997, vol. 127–131, pp. 623–630.
16. Haeberle D.C. *The use of nanoindentation to determine composite interfacial shear strength and the effects of environmental aging*: Thesis for the Degree of Master of Science in Engineering Science and Mechanics. Blacksburg, 2001, 112 p.
17. Chawla N., Chawla K.K., Koopman M. et al. Thermal-shock behavior of a Nicalon-fiberreinforced hybrid glass-ceramic composite. *Composites Science and Technology*, 2001, vol. 61, pp. 1923–1930.
18. Gallo S.C., Li X., Zhang Z. et al. Viscoelastic response of carbon fiber reinforced polymer during push-out tests. *Composites Part A*, 2018, vol. 112, pp. 178–185.
19. Urena A., Rams J., Escalera M.D., Sanchez M. Characterization of interfacial mechanical properties in carbon fiber/aluminium matrix composites by the nanoindentation technique. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, pp. 2025–2038.
20. Mueller W.M., Moosburger-Will J., Sause M.G.R., Horn S. Microscopic analysis of single-fiber push-out tests on ceramic matrix composites performed with Berkovich and flat-end indenter and evaluation of interfacial fracture toughness. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, vol. 33, pp. 441–451.

21. 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.
22. Gorbatkina Yu.A., Ivanova-Mumzhieva V.G. Influence of the polymer–fiber joint size on the change in adhesion strength under various external influences. Part 1. Scale dependence of the 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.
23. Kotomin S.V., Obidin I.M., Pavlyuchkova E.A. Scale factor in testing adhesive joints of heteroaramid threads using the «loop» method. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2023, no. 11, pp. 35–40.
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*, 2025, no. 12 (154), pp. 170–184. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 25, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-170-184.
25. Gorbatkina Yu.A., Ivanova-Mumzhieva V.G. Effect of the size of polymer-fiber joints on the change in adhesion strength under various external influences. Part 2. Effect of the size 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.
26. Nelyub V.A. Experimental evaluation of the elastic modulus of the adhesive bond of the epoxy matrix – carbon fiber with a metal coating system. *Sovremennye naukoymkiye tekhnologii*, 2019, no. 6, pp. 96–100.

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 31.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.08.2026.
The article was submitted 31.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 31.08.2026.

ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на бумажном и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'2003).

2. На рукопись должно быть оформлено Экспертное заключение о возможности опубликования в открытой печати.

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. 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