

№11
(153)
2025

ISSN 2307-6046



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№ 11 (153) ноябрь 2025

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 (НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»)

Члены совета:

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

Издатель: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакция:

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

Адрес редакции:

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

Свидетельство о регистрации средства массовой информации Эл № ФС77-82678 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).

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

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

Легкие сплавы

Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Леонов А.А., Токарев М.С., Трапезников А.В., Власова К.А. Тенденции развития в области составов и технологий изготовления порошковых композиций для алюминиевых и магниевых сплавов

3

Полимерные материалы

Скуридина Н.С., Большаков В.А., Клименко О.Н., Баринов Д.Я. Исследование кинетики отверждения эпоксидного связующего в препреге на основе равнопрочной ткани методами многовариантной регрессии

12

Композиционные материалы

Евдокимов А.А., Вешкин Е.А., Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Баранников А.А. Комплексная оценка воздействия эксплуатационных и климатических испытаний на изменение прочностных свойств полимерных композиционных материалов с формообразованием при температурах до 40 °С. Часть 1. Стеклопластик марки ВПС-58

23

Антипов В.В., Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Ширяев А.А., Крохина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Исследование сопротивления усталостному разрушению титанополимерных композиционных материалов в сравнении с традиционными титановыми сплавами

38

Викулин В.В., Шавнев А.А., Сидоров Д.В., Курбаткина Е.И., Пастух Е.С. Технологические особенности получения углеродных волокон на основе нефтяных мезофазных пеков

50

Light-metal alloys

Mukhina I.Yu., Duyunova V.A., Leonov A.A., Tokarev M.S., Trapeznikov A.V., Vlasova K.A. Development trends in compositions and manufacturing technologies for powder compositions for aluminum and magnesium alloys

Polymer materials

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

Composite materials

Evdokimov A.A., Veshkin E.A., Kablov E.N., Laptev A.B., Barannikov A.A. Comprehensive assessment of the impact of operational and climatic testing on the strength properties of polymer composite materials with shaping at temperatures up to 40 °C. Part 1. Fiberglass of the VPS-58 brand

Antipov V.V., Duyunova V.A., Oglochkov M.S., Shiryayev A.A., Krohina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. Study of fatigue resistance of titanium-polymer composite materials in comparison with traditional titanium alloys

Vikulin V.V., Shavnev A.A., Sidorov D.V., Kurbatkina E.I., Pastukh E.S. Technological features of carbon fibers production on the basis of oil mesophase pitches

Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Гусев Ю.А., Усачева М.Н. Исследование режимов горячих подформовок препрегов при изготовлении толстостенных изделий из слоистых полимерных композиционных материалов методом вакуумно-автоклавного формования

Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Грачева А.Д., Стретьячук И.В., Шеббо М.Ф.М. Оценка возможности применения технологии вакуумного формования препрегов и семипрегов для изготовления средств реабилитации инвалидов

Косолапов Д.В., Ходыкин Л.Г., Няфкин А.Н., Ходыкин Д.Л. Применение металлических композиционных материалов при изготовлении двигателя внутреннего сгорания в автомобилестроении

Защитные и функциональные покрытия

Кондрашов Э.К. Влияние хелатных соединений редкоземельных элементов на свойства терморегулирующих покрытий

Испытания материалов

Наприенко С.А., Медведев П.Н., Левченко А.А. Влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения на особенности разрушения титанового сплава BT6

Шитиков В.С., Пичугин С.С., Акбулатов Р.Р., Панин П.В. Особенности оценки вихретоковым методом свойств деталей из интерметаллического TiAl-сплава, полученных с применением аддитивных технологий

Кутырев А.Е., Кривушина А.А., Вдовин А.И. Разработка программы испытаний систем противокоррозионной защиты воздушного судна с учетом воздействия эксплуатационных факторов

Лаптев А.Б., Матишов Г.Г., Кривушина А.А., Павлов М.Р., Николаев Е.В. Влияние перехода температуры воздуха через нулевое значение на поверхностную целостность полимерного материала. Часть 1. Увлажнение

61 **Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Gusev Yu.A., Usacheva M.N.** Study of prepreg debulking modes in the manufacturing of thick-walled products from layered polymer composite materials by vacuum-autoclave molding method

73 **Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Gracheva A.D., Stretyachuk I.V., Shebbo M.F.M.** Evaluation of the possibility of using vacuum forming technology of prepregs and semipregs for the production of rehabilitation equipment for the disabled

86 **Kosolapov D.V., Khodykin L.G., Nyafkin A.N., Khodykin D.L.** The use of metal composite materials in the manufacturing of internal combustion engines in the automotive industry

Protective and functional coatings

102 **Kondrashov E.K.** Influence of rare-earth element chelates on properties of thermoregulating coatings

Material tests

112 **Naprienko S.A., Medvedev P.N., Levchenko A.A.** Influence of the coefficient of asymmetry of the loading cycle on the features of destruction of titanium alloy VT6

124 **Shitikov V.S., Pichugin S.S., Akbulatov R.R., Panin P.V.** Features of the eddy current method assessment of properties parts made of intermetallic TiAl alloy, obtained using additive technologies

135 **Kutyrev A.E., Krivushina A.A., Vdovin A.I.** Development of a test program for aircraft anti-corrosive protection systems of with account of operational factors

147 **Laptev A.B., Matishov G.G., Krivushina A.A., Pavlov M.R., Nikolaev E.V.** The effect of the transition of air temperature through zero on the surface integrity of a polymer material. Part 1. Moistening

Научная статья

УДК 669.721.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-3-11

ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ В ОБЛАСТИ СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ДЛЯ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

И.Ю. Мухина¹, В.А. Дуюнова¹, А.А. Леонов¹, М.С. Токарев¹, А.В. Трапезников¹, К.А. Власова¹

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

Аннотация. Представлены результаты научно-технических исследований в области составов и технологий изготовления порошковых композиций для проведения газодинамического напыления на отливки из алюминиевых и магниевых сплавов. Проведенные исследования включают изыскания зарубежных и российских ученых в области технологий улучшения характеристик сплавов путем нанесения функциональных покрытий, а также локального ремонта изделий. Интерес представляют технологии, которые не оказывают негативного воздействия на наносимую поверхность, устраняют дефекты без дополнительных нагревов.

Ключевые слова: магниевые и алюминиевые сплавы, газодинамическое напыление, состав порошка, поверхностные дефекты, металlopорошковые композиции

Для цитирования: Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Леонов А.А., Токарев М.С., Трапезников А.В., Власова К.А. Тенденции развития в области составов и технологий изготовления порошковых композиций для алюминиевых и магниевых сплавов. Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-3-11.

Scientific article

DEVELOPMENT TRENDS IN COMPOSITIONS AND MANUFACTURING TECHNOLOGIES FOR POWDER COMPOSITIONS FOR ALUMINUM AND MAGNESIUM ALLOYS

I.Yu. Mukhina¹, V.A. Duyunova¹, A.A. Leonov¹, M.S. Tokarev¹, A.V. Trapeznikov¹, K.A. Vlasova¹

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

Abstract. This paper presents the results of scientific and technical research on the compositions and manufacturing technologies of powder compositions for cold spraying on castings of aluminum and magnesium alloys. The conducted research includes investigations by foreign and Russian scientists in the field of technologies for improving the characteristics of alloys through the application of functional coatings, as well as local repair of products. Technologies that do not adversely affect the applied surface and eliminate defects without additional heating are of particular interest.

Keywords: magnesium and aluminum alloys, cold spraying, powder composition, surface defects, metal powder compositions

For citation: Mukhina I.Yu., Duyunova V.A., Leonov A.A., Tokarev M.S., Trapeznikov A.V., Vlasova K.A. Development trends in compositions and manufacturing technologies for powder compositions for aluminum and magnesium alloys. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-3-11.

Введение

Повышение требований к качеству и надежности изделий из металлов и сплавов стимулирует поиск эффективных методов устранения дефектов и восстановления поврежденных поверхностей. Одним из наиболее перспективных направлений в этой области является газодинамическое напыление. Этот метод позволяет наносить покрытия с высокими адгезионными свойствами, обеспечивая плотное прилегание при ремонте и повышение износостойкости [1].

Международные симпозиумы и обширная научно-техническая литература свидетельствуют о значительном развитии магниевой промышленности в Китае, Японии и Южной Корее, в частности, в области разработки и совершенствования составов и технологий производства литейных магниевых сплавов [2].

Как правило, технологические процессы плавки и литья обеспечивают получение качественных магниевых отливок, однако при серийном производстве сложноконтурных разностенных отливок переменного сечения возможно появление дефектов в виде раковин, надрывов, заворотов, незаливов и шлаковых включений, которые выявляются после механической обработки. Указанные металлургические дефекты на российских предприятиях устраняют аргоно-дуговой сваркой, в результате которой при нагреве происходят интенсивное окисление сплава и локальное изменение микроструктуры, в шве и околошовной зоне возможен рост зерна и снижение прочности и относительного удлинения шва заварки на 0,3–0,4 % соответственно [3].

В настоящее время наиболее перспективным и востребованным направлением является сохранение свойств магниевых сплавов с помощью устранения дефектов методом напыления. Локальный ремонт без демонтажа – наиболее перспективный и востребованный метод. Приоритет отдается технологиям, не повреждающим обрабатываемую поверхность.

Методом исправления дефектов магниевых литых изделий, впервые опробованным в производственных условиях, является метод холодного газодинамического напыления (ХГН) специальных тонкодисперсных порошков без нагрева. Данный метод особенно перспективен при производстве сложноконтурных крупногабаритных отливок переменного сечения, подвергающихся в дальнейшем трудоемким операциям термической и механической обработки, а также сложным способам контроля качества [4, 5].

Наиболее эффективно для ХГН использование пластичных металлов – например, никеля, меди, алюминия и их сплавов. Это связано с необходимостью пластической деформации частиц при ударе для образования прочных металлических связей.

Включение керамических наполнителей (например, карбида кремния или корунда) в металлопорошковые смеси повышает адгезию к подложке, активируя ее поверхность, и приводит к образованию более плотных, менее пористых покрытий.

Металлопорошковые композиции позволяют локально исправлять дефекты, что расширяет возможности восстановления геометрической формы и размеров деталей. Благодаря низкой пористости и газопроницаемости эти покрытия успешно используются для герметизации и устранения течей в трубопроводах, теплообменниках и другом оборудовании. В связи с этим активно ведется разработка новых порошковых материалов и технологий их напыления.

Таким образом, при проведении информационного поиска уделялось внимание составам и технологиям изготовления порошковых композиций, при использовании которых дефект, исправленный методом ХГН, по свойствам приближен к характеристикам основного материала. Отобраны наиболее значимые патенты ведущих стран мира: России, Китая, США, Канады, Южной Кореи и Японии [6, 7].

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии изготовления деформируемых полуфабрикатов и фасонных отливок из магниевых и алюминиевых сплавов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Результаты и обсуждение

Способы получения порошков и их нанесения на основу сплава

Существующие способы получения порошков разнообразны, что позволяет варьировать их свойства и придавать изделиям требуемые физические и механические свойства, а также обеспечивать защиту от коррозии.

Методы производства металлопорошковых композиций разделяются на физико-химические и механические. Физико-химические методы включают процессы, при которых исходное сырье подвергается физико-химическим превращениям, что приводит к значительному изменению химического состава конечного порошка по сравнению с исходным материалом. К таким методам относятся восстановление металлов из оксидов, электролиз расплавленных солей, термическая диссоциация и гидрогенизация.

Механические методы, напротив, позволяют получить порошок без изменения его химического состава путем измельчения исходного материала в шаровых, вихревых или других мельницах, а также распылением жидких металлов в инертной газовой среде. Порошки, полученные физико-химическими методами, отличаются высокой степенью дисперсности и чистоты. В зависимости от размера частиц порошки классифицируются на ультратонкие (до 0,5 мкм), очень тонкие (0,5–10 мкм), тонкие (10–40 мкм), средней тонкости (40–150 мкм) и крупные (150–500 мкм).

Далее рассмотрены работы китайских исследователей.

Известен способ распыления покрытия методом ХГН на поверхность основы из магния, разработанный компанией Verrier Pierre [8]. Способ включает последовательное нанесение на поверхность магния покрытия путем химического преобразования хромата, который реагирует с оксидом магния, содержащимся на поверхности. Далее на поверхность наносят покрытие с помощью холодного напыления.

Представлено также устройство и способ производства порошка металлического магния сферического типа. Устройство состоит из режущего вала, который снабжен режущим узлом, включающим режущую головку и нож, установленный по окружности режущей головки. Съёмная режущая головка установлена так, что угол между ней и основной частью инструмента регулируется [9].

Известен метод ремонта поверхностной коррозии магниевого сплава холодным напылением, включающим предварительную обработку дефектов поверхности – напыление порошка состава, % (по массе): (2,5–3,5) Zn, (2,6–2,8) Mg, (1,9–2,2) Si, (1,4–1,6) Ta, (0,7–0,9) Cd, (0,2–0,3) Ba, остальное – алюминий. Обработка ремонтного слоя завершается шлифованием, температура рабочего газа 230–250 °С, скорость струйной очистки составляет 40–60 мм/с [10].

Компания Univ Shandong Technology предлагает [11] способ подготовки к холодному напылению покрытия из высокоэнтропийного сплава системы Co–Cr–Fe–Ni, порошок которого получают газовым распылением. Рабочими газами являются азот и гелий. Подробно указаны технологические параметры процесса. Способ подходит для массового производства, защиты и восстановления деталей из магниевого сплава в области автомобилестроения, аэрокосмической промышленности, машиностроения, специальных (военных) транспортных средств.

Известен способ получения покрытия из цинка или цинкового сплава на поверхности магниевового сплава методом ХГН [12]. Полученный материал обладает хорошими механическими и антикоррозионными свойствами, а также перспективен для биомедицинского применения.

Предложен способ получения магниевового сплава с покрытием системы Al–Si–Mg [13], который включает напыление порошка этого сплава с последующим отжигом. Нанесенное покрытие уменьшает пористость, улучшают прочность и пластичность.

Изобретение [14] направлено на изготовление алюминиевых композиций в виде порошков, а также чистого алюминия, пропорционально смешанного с частицами Al_2O_3 . Диапазон размеров частиц Al_2O_3 составляет 50–150 мкм, а чистого алюминия: 20–50 мкм.

Авторами патента [15] предложен способ изготовления модифицированного алюминиевого порошка для ХГН, заключающийся в том, что в спиртовую эмульсию алюмоциркониевого порошка добавляют порошок цинка и алюминия (фракции 20–60 мкм). Полученную смесь измельчают, центрифугируют, удаляя оставшийся спирт, просушивают при температуре 50–70 °С в течение 1,5–2,5 ч. Затем к просушенной смеси добавляют гексаметафосфат натрия и фторид алюминия и измельчают в шаровой мельнице до достижения размеров частиц порошка 20–35 мкм, просушивают под вакуумом в течение 0,5–14 мин. Полученная смесь позволяет получить плотную структуру покрытия на поверхности основного металла.

В работе [16] для повышения коррозионной стойкости предлагается использовать смесь порошка меди и алюминия в соотношении 4:2,2. Используют особый способ подготовки поверхности, двукратное нанесение порошковой композиции и отжиг в течение 1,2–1,5 ч при температуре 220–320 °С.

Во многих научно-технических публикациях рассматривается изготовление порошковых композиций, используемых в качестве антикоррозионных и износостойких покрытий. Так, предлагается способ изготовления смеси порошков для ХГН в соотношении, % (по массе): 88Al + 6,5Ni + 5,5Y, имеющих сферическую форму и размер частиц 5–30 мкм, а также 200 г порошка карбида кремния (SiC) или оксида алюминия (Al_2O_3) с размером частиц 5–25 мкм. Рабочим газом при напылении порошка является гелий [17].

Рассмотрено также изготовление композиций порошка Cu– Al_2O_3 [18]. Его компонентами являются порошок дендритной меди и α - Al_2O_3 при массовом соотношении 1:(0,2–1); рабочий газ – сжатый воздух с расходом 0,3–0,4 мм³/мин. Полученную композицию наносят на алюминиевую подложку с образованием медного слоя высокой плотности. Метод исключает образование хрупких интерметаллидов, которые появляются при подварке дефектов, и окисление алюминия, как при использовании гальваники.

Авторами патента [19] описан способ получения и нанесения коррозионностойкого износостойкого покрытия – порошка алюминия с цинком. Рабочий газ – гелий с температурой подачи 270–310 °С при давлении 0,35 МПа. Применяется порошок алюминиевого сплава марки 2024 состава, % (по массе): Al + (4,3–4,5) Cu + (0,5–0,6) Mn + (1,3–1,5) Mg. Порошковую композицию сплава 2024 смешивают с коричневым корундовым песком, рабочий газ – азот с температурой подачи 470–490 °С. Использование композиции сплава 2024 со схожими характеристиками с основным материалом позволяет сохранять аэродинамические характеристики изделия без значительного увеличения массы [20].

Предложен способ изготовления и нанесения покрытий из алюминиевых сплавов серий 7075, 6061 и 2024, что способствует увеличению механических свойств [21]. Китайскими разработчиками описан способ получения порошка с редкоземельными

элементами (РЗЭ), такими как Се, La и др. Покрытие, модифицированное РЗЭ, эффективно защищает от окисления, повышая износостойкость и твердость [22].

Предложен способ изготовления оптимизированной композиции на основе алюминия для ХГН состава, % (по массе): (0,2–0,35) Cu, (0,26–0,28) Mg, (0,19–0,22) Si, (0,35–0,4) Ni, (0,05–0,15) Co, (0,15–0,25) Sn, (0,05–0,15) Cr, (0,3–0,45) Zr, (0,06–0,09) В, остальное – алюминий. Для нанесения изготовленного порошка поверхности деталей подвергают пескоструйной обработке и обрабатывают спиртом; рабочий газ при ХГН – аргон с температурой 150–200 °С и давлением 3–4 МПа [23]. Фирма Global Technjlogy LLC использует напыление на подложку из магния материала, содержащего порошок олова [24]. Далее напыляют алюминиевый порошок, чтобы создать верхний защитный слой. В этом способе снижена температура, необходимая для металлургического связывания алюминия с подложкой за счет пониженной температуры плавления промежуточного оловянного барьерного слоя.

Японские ученые предлагают процесс приготовления пористого магниевого покрытия с использованием полимолочной кислоты в заданном соотношении (60–90 % кислоты), на конечном этапе предусмотрено спекание [25]. Используются также порошки из магниевых сплавов марок AZ91D, AZ61A, AZ63 и AZ81A. Способ изготовления порошка из сплава AZ91D и других осуществляется путем типичной технологии напыления.

Анализ отобранных статей, монографий и охранных документов показал, что ведущими странами в области составов и технологий изготовления порошковых композиций для проведения ХГН на алюминиевых и магниевых сплавах являются Китай, Россия, США, Южная Корея, Япония и Канада. Основные решаемые технические задачи – получение порошковых композиций с минимальным содержанием примесей, повышенной экологичностью, регулированием получаемой фракции, хорошим контактом с поверхностью во время процесса ХГН.

Основные тенденции в области разработки порошковых сплавов для холодного газодинамического напыления

На основе анализа зарубежных публикаций, патентной документации и научно-технических источников выделены следующие основные тенденции в области разработки составов и технологий производства порошковых композиций для ХГН на алюминиевых и магниевых сплавах:

- использование в качестве рабочего газа не только воздуха, но и гелия, азота или аргона;
- применение шаровой мельницы для перемешивания и измельчения порошковых смесей;
- введение в состав порошков частиц карбида кремния и/или корунда для улучшения характеристик покрытий;
- добавление в порошковые композиции таких элементов, как Zn, Ni, Cu и Ti, которые могут вводиться как в чистом металлическом виде, так и в форме лигатур или сплавов, а также Zr, Mn, Sn, Co и Cr в виде лигатур;
- использование РЗЭ, таких как Се, La и другие, в составе порошков;
- проведение термической обработки порошков в вакуумной печи;
- применение как чистых порошков сплавов, так и их комбинаций с дисперсными керамическими частицами;
- плакирование алюминиевых порошков керамическим упрочнителем для повышения их эксплуатационных свойств.

Эти тенденции отражают стремление к улучшению функциональных характеристик покрытий и оптимизации технологических процессов.

Основными методами производства алюминиевых и магниевых порошков являются:

- распыление (диспергирование) расплавленного металла струей сжатого газа (аргона, азота, гелия). Порошки под действием поверхностного натяжения имеют сферическую или каплевидную форму со средним размером частиц 50–100 мкм;
- дробление/размол твердых материалов (стружки, обрезков) чешуйчатой формы с размером частиц от 2 мм до 0,1 мкм.

Для повышения механических свойств и адгезии покрытий основное значение при проведении ХГН имеют форма и размер частиц порошка. Особенность метода ХГН заключается в формировании покрытий из частиц, которые не подвергаются расплавлению, но разгоняются до высоких скоростей (100 м/с и более) в сверхзвуковых аэродинамических установках. Размер таких частиц обычно составляет от 50 до 0,01 мм. Порошки систем Al–Ni и Al–PЗМ, а также соединений AlO_2 и ZnMg и чистого Zn имеют адгезию к лакокрасочному покрытию 1–2 балл, соотношение прочностей $\sigma_{в.нап}/\sigma_{в.осн} \geq 0,85$.

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

Заключения

На основе изучения зарубежных публикаций, документации и научно-технических материалов выделены следующие тенденции в области разработки составов и технологий производства порошковых композиций для ХГН на алюминиевые и магниевые сплавы:

- улучшение характеристик сплавов и возможность локального ремонта изделий без демонтажа конструкции с использованием ХГН порошковых композиций на поверхность основы сплава представляют собой перспективное и востребованное направление;
- основные задачи включают получение порошков с минимальным содержанием примесей и неметаллических включений, контроль размеров фракций, повышение экологичности производства, а также обеспечение высокой адгезии в процессе ХГН;
- использование гелия, азота или аргона в качестве рабочего газа при ХГН;
- введение в состав порошков частиц корунда или карбида кремния;
- добавление в порошковые композиции таких элементов, как Zn, Ni, Cu и Ti, а также РЗЭ – La, Ce и других;
- применение Zr, Mn, Sn, Co и Cr в виде лигатур;
- использование как чистых порошков сплавов, так и их комбинаций с дисперсными керамическими частицами.

При выполнении технологических процессов необходимо применять перемешивание и измельчение порошковых смесей в шаровой мельнице, измельчение с использованием режущих валков, а также термическую обработку порошков.

Холодное газодинамическое напыление является перспективной технологией для улучшения эксплуатационных характеристик отливок из магниевых и алюминиевых сплавов. Благодаря отсутствию термического воздействия, высокой адгезии покрытий и возможности локального ремонта, ХГН открывает новые возможности для расширения применения магниевых сплавов в ответственных конструкциях. Дальнейшие исследования в этой области могут быть направлены на оптимизацию составов порошков, разработку новых композиционных материалов и совершенствование технологических параметров процесса.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Кондрашов С.В., Мельников А.А., Щур П.А. Применение функциональных и адаптивных материалов, полученных способом 3D-печати (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
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). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. Мухина И.Ю. Основы технологии плавки магниевых сплавов в защитных средах // Литейное производство. 2021. № 1. С. 2–8.
5. Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевого сплава МЛ19 в литом и термообработанном состояниях // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
6. Мухина И.Ю., Кошелев О.В., Кошелев А.О., Устинов С.В., Бобрышев Б.Л., Бобрышев Д.В. Развитие технологий устранения металлургических дефектов сложноконтурного магниевого литья // Тр. Всерос. науч.-практ. конф. «Наукоемкие технологии и материалы в литейном производстве». М.: ММЗ «Авангард», 2019. С. 195–220.
7. Фомина М.А., Захаров К.Е., Ямщиков Е.И., Трофимов Н.В. Подбор и исследование оптимальной рецептуры состава для локального удаления продуктов коррозии с магниевых сплавов, а также технологии его применения // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-45-54.
8. Способ нанесения покрытий распылением: пат. CN213288673U; заявл. 21.08.20; опубл. 28.05.21.
9. Устройство и способ получения порошка металлического магния сферического типа: пат. CN112091330A; заявл. 30.09.20; опубл. 18.12.20.
10. Метод ремонта поверхностной коррозии магниевого сплава ХГН: пат. CN111485234A; заявл. 29.04.20; опубл. 04.08.20.
11. Способ подготовки к ХГН и покрытие из высокоэнтропийного сплава: пат. CN113430513A; заявл. 28.06.21; опубл. 24.09.21.
12. Способ получения покрытия из цинка на поверхности магниевого сплава: пат. CN107675163A; заявл. 14.11.17; опубл. 09.02.18.
13. Способ получения магниевого сплава: пат. CN114214614A; заявл. 16.12.21; опубл. 22.03.22.
14. Приготовление порошков алюминиевых композиций: пат. CN109252154A; заявл. 14.07.17; опубл. 22.01.19.
15. Способ изготовления модифицированного алюминиевого порошка для ХГН: пат. CN115055677A; заявл. 17.08.22; опубл. 01.11.22.
16. Способ повышения коррозионной стойкости: пат. CN115537799A; заявл. 07.11.22; опубл. 30.12.22.
17. Способ изготовления смеси порошков для ХГН: пат. CN110616424A; заявл. 30.08.19; опубл. 27.12.19.
18. Способ изготовления композиций порошка Cu–Al₂O₃: пат. CN115283664A; заявл. 13.07.22; опубл. 04.11.22.
19. Способ получения и нанесения коррозионностойкого покрытия: пат. CN113832456A; заявл. 07.09.21; опубл. 24.12.21.
20. Состав порошка на основе сплава 2024: пат. CN114318323A; заявл. 10.12.21; опубл. 12.04.22.
21. Способ изготовления и нанесения покрытий из алюминиевых сплавов серий 7075, 6061 и др.: пат. US11215769B2; заявл. 17.02.20; опубл. 04.01.22.

22. Способ получения порошка для ХГН с РЗЭ: пат. CN116237527A; заявл. 13.03.23; опубл. 09.06.23.
23. Способ изготовления и композиция порошка на основе алюминия: пат. CN115961182A; заявл. 21.12.22; опубл. 14.04.23.
24. Способ напыления на подложку из магния порошка олова и алюминия: пат. JP2013029177A; заявл. 29.07.11; опубл. 07.02.13.
25. Состав порошка с использованием полимолочной кислоты, сплавов марок AZ91D, AZ61A, AZ81A (8% Al – 1% Zn), способ изготовления порошка: пат. JP2019123536A; заявл. 18.01.18; опубл. 17.05.22.

References

1. Kablov E.N., Kondrashov S.V., Melnikov A.A., Schur P.A. Application of functional and adaptive materials obtained by 3D printing (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 20, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
2. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
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), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 20, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. Mukhina I.Yu. Fundamentals of the technology of smelting magnesium alloys in protective environments. *Liteynoe proizvodstvo*, 2021, no. 1, pp. 2–8.
5. Kablov E.N., Akinina M.V., Volkova E.F., Mostyaev I.V., Leonov A.A. The research of aspects of phase composition and fine structure of magnesium alloy ML9 in the as-cast and heat-treated conditions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
6. Mukhina I.Yu., Koshelev O.V., Koshelev A.O., Ustinov S.V., Bobryshev B.L., Bobryshev D.V. Development of technologies for eliminating metallurgical defects in complex-contour magnesium casting. *Proc. of the All-Rus. sci. and pract. conf. «High-tech technologies and materials in foundry production»*. Moscow: MMZ «Avangard», 2019, pp. 195–220.
7. Fomina M.A., Zakharov K.E., Yamshchikov E.I., Trofimov N.V. Selection and research of optimal paste formulation for local removal of corrosion products from magnesium alloys as well as the technology of it's application. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-45-54.
8. *Spray coating method*: pat. CN213288673U; appl. 21.08.20; publ. 28.05.21.
9. *Device and method for producing spherical type metallic magnesium powder*: pat. CN112091330A; appl. 30.09.20; publ. 18.12.20.
10. *Method of repairing surface corrosion of magnesium alloy CGDS*: pat. CN111485234A; appl. 29.04.20; publ. 04.08.20.
11. *Method of preparation for CGN and coating with high-entropy alloy*: pat. CN113430513A; appl. 28.06.21; publ. 24.09.21.
12. *Method for producing zinc coating on the surface of magnesium alloy*: pat. CN107675163A; appl. 14.11.17; publ. 09.02.18.
13. *Method for producing magnesium alloy*: pat. CN114214614A; appl. 16.12.21; publ. 22.03.22.
14. *Preparation of aluminum composition powders*: pat. CN109252154A; appl. 14.07.17; publ. 22.01.19.
15. *Method for manufacturing modified aluminum powder for CGDS*: pat. CN115055677A; appl. 17.08.22; publ. 01.11.22.
16. *Method for increasing corrosion resistance*: pat. CN115537799A; appl. 07.11.22; publ. 30.12.22.
17. *Method for the preparation of a powder mixture for CGDS*: pat. CN110616424A; appl. 30.08.19; publ. 27.12.19.

18. Method for the production of Cu–Al₂O₃ powder compositions: pat. CN115283664A; appl. 13.07.22; publ. 04.11.22.
19. Method for obtaining and applying a corrosion-resistant coating: pat. CN113832456A; appl. 07.09.21; publ. 24.12.21.
20. Powder composition based on alloy 2024: pat. CN114318323A; appl. 10.12.21; publ. 12.04.22.
21. Method of manufacturing and applying coatings from aluminum alloys of series 7075, 6061, etc.: pat. US11215769B2; appl. 17.02.20; publ. 04.01.22.
22. Method for obtaining powder for CGDS with REE: pat. CN116237527A; appl. 13.03.23; publ. 09.06.23.
23. Method of manufacturing and composition of aluminum-based powder: pat. CN115961182A; appl. 21.12.22; publ. 14.04.23.
24. Method of spraying tin and aluminum powder onto a magnesium substrate: pat. JP2013029177A; appl. 29.07.11; publ. 07.02.13.
25. Powder composition using polylactic acid, alloys of grades AZ91D, AZ61A, AZ81A (8% Al – 1% Zn), powder manufacturing method: pat. JP2019123536A; appl. 18.01.18; publ. 17.05.22.

Информация об авторах

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

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

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

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

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

Власова Карина Аридановна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

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

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

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

Статья поступила в редакцию 31.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.04.2025.

The article was submitted 31.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 02.04.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-12-22

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОТВЕРЖДЕНИЯ ЭПОКСИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО В ПРЕПРЕГЕ НА ОСНОВЕ РАВНОПРОЧНОЙ ТКАНИ МЕТОДАМИ МНОВОВАРИАНТНОЙ РЕГРЕССИИ

Н.С. Скуридина^{1,2}, В.А. Большаков¹, О.Н. Клименко¹, Д.Я. Баринов²

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 технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия; bauman@bmstu.ru

Аннотация. Поэтапно рассмотрен подбор оптимальной кинетической модели отверждения расплавленного эпоксидного связующего в препреге на основе равнопрочной углеродной ткани. Показано влияние стадийности процесса и схемы протекания реакции на коэффициент детерминации экспериментальных и расчетных зависимостей. Методами многовариантной нелинейной регрессии проанализированы две функциональные зависимости между факторами и откликом согласно моделям Праута–Томпкинса и Аврами–Ерофеева. Уточнены кинетические параметры реакции отверждения.

Ключевые слова: кинетика отверждения, дифференциальная сканирующая калориметрия, коэффициент корреляции, механизм реакции, степень конверсии, полимерный композиционный материал, регрессионный анализ

Для цитирования: Скуридина Н.С., Большаков В.А., Клименко О.Н., Баринов Д.Я. Исследование кинетики отверждения эпоксидного связующего в препреге на основе равнопрочной ткани методами многовариантной регрессии // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-12-22.

Scientific article

INVESTIGATION OF THE KINETICS OF CURING OF AN EPOXY BINDER IN A PREPREG BASED ON AN EQUAL-STRENGTH FABRIC USING MULTIVARIATE REGRESSION METHODS

N.S. Skuridina^{1,2}, V.A. Bolshakov¹, O.N. Klimenko¹, D.Ya. Barinov²

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 «Bauman Moscow State Technical University (National Research University of Technology)», Moscow, Russia; bauman@bmstu.ru

Abstract. The selection of the optimal kinetic model of curing of a molten epoxy binder in a prepreg based on an equal-strength carbon fabric is considered step by step. The influence of the process stages and the reaction flow pattern on the coefficient of determination of experimental and calculated dependences is shown. Using the methods of multivariate nonlinear regression, two functional dependencies between factors and response were analyzed according to the Prout–Tompkins and Avrami–Erofeev models. The kinetic parameters of the curing reaction have been refined.

Keywords: kinetics of curing, differential scanning calorimetry, correlation coefficient, reaction mechanism, conversion rate, polymer composite material, regression analysis

For citation: 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), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-12-22.

Введение

В настоящее время стратегически важной материаловедческой задачей является цифровизация технологии переработки полимерных композиционных материалов. Создание материалов нового поколения возможно лишь при полном контроле цикла от изготовления исходного сырья до готового к эксплуатации изделия. Такой многоуровневый процесс невозможен без применения компьютерных пакетов математического моделирования, позволяющего спрогнозировать тепловое состояние и деформацию материала и его компонентов в конструкции.

Для прогнозирования и оценки технологического процесса изготовления деталей из полимерных композиционных материалов в качестве объекта исследований можно представить пакет, состоящий из n -го количества слоев препрега [1–4]. Важной задачей является подбор оптимального температурно-временного режима отверждения данной формовочной композиции. Для оценки свойств и качества материала используют методы термического анализа. Чаще всего величину тепловыделений реакции отверждения связующего в препреге регистрируют методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). По полученной экспериментальной кривой также оценивают характеристические температуры и скорость полимеризации связующего в препреге [5–9]. Расчет кинетических параметров реакции отверждения может проводиться двумя способами. В первом случае используется безаприорный подход – без выбора определенной кинетической модели. Во втором случае расчет проводится по выбранной кинетической модели. В основе такого подхода лежит метод многовариантной регрессии. Регрессионный анализ позволяет получить представление о виде функциональной зависимости между факторами и откликом [10–12].

Цель работы – подбор наиболее подходящей модели, определяющей реакцию отверждения эпоксидного связующего в препреге полимерного композиционного материала.

Материалы и методы

Объектом исследования является препрег углепластика на основе расплавленного эпоксидного связующего, отверждаемого ароматическим отвердителем, и равнопрочной углеродной ткани саржевого плетения с частотой перекрытия основы и утка 2/2. Углепластики российских производителей на основе данных компонентов получили широкое применение при изготовлении силовых деталей в конструкции летательного аппарата, рабочих лопаток вентилятора и лопаток спрямляющего аппарата. Они позволяют изготовить изделия меньшей массы, соизмеримой с массой изделий из некоторых алюминиевых сплавов, но с большей эффективной прочностью и жесткостью [13–15].

Количество теплоты, выделяющееся при отверждении расплавленного эпоксидного связующего, фиксировали методом ДСК. Измерения проводили в среде воздуха в диапазоне температур от 20 до 310 °С при трех скоростях нагрева. Образцы с различной массой помещали в измерительную ячейку прибора в алюминиевых тиглях. Массу образца подбирали таким образом, чтобы нивелировать некорректные тепловые эффекты на ДСК-кривой, связанные с тепловой инерцией. Масса образцов составила 21,04; 14,56 и 7,71 мг для скоростей нагрева 5, 10 и 20 °С/мин соответственно.

Для оценки кинетики отверждения эпоксидного связующего в препреге, подбора наиболее корректной регрессионной модели и расчета кинетических параметров реакции использовали компьютерный пакет программ математического моделирования.

Расчеты в программном обеспечении проводили на основе экспериментальных зависимостей, полученных методом ДСК.

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

Результаты и обсуждение

Регрессионную модель, наиболее точно описывающую процесс отверждения расплавленного эпоксидного связующего в препреге углепластика, выбирали в программе кинетического анализа термоаналитических данных. Для этого экспериментальные ДСК-кривые (рис. 1) последовательно загружали в программное обеспечение.

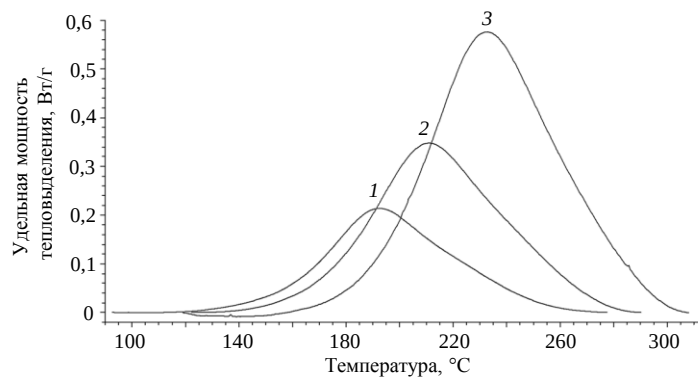


Рис. 1. Удельная мощность тепловыделения реакции отверждения эпоксидного связующего в препреге при скорости нагрева 5 (1), 10 (2) и 20 °С/мин (3)

Отверждение эпоксидных олигомеров характеризуется реакциями автокатализа и зародышеобразования. При этом процесс может быть одно-, двух- и трехстадийным. Модель отверждения определяется последовательной, параллельной и разветвленной схемами с возможностью присутствия конкурирующих реакций.

На первом этапе проанализированы данные без выбора определенной кинетической модели процесса. Такой метод позволяет выявить стадийность реакции отверждения, присутствие в кинетической модели конкурирующих стадий и тип протекающей реакции. Недостатком метода является возможность определения лишь энергии активации и предэкспоненциального множителя. Однако данный анализ модели по Фридману (рис. 2) позволяет ускорить дальнейший выбор функциональной зависимости, описываемой моделью множественной нелинейной регрессии [10, 11, 16].

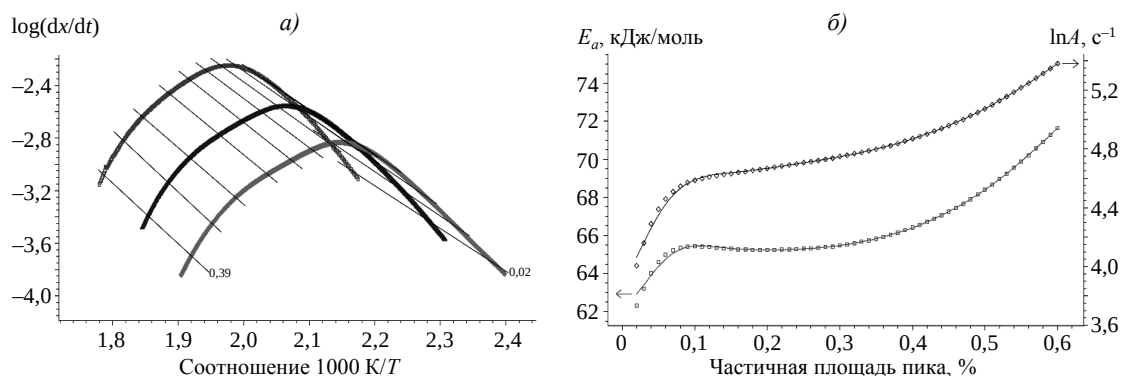


Рис. 2. Безмодельный анализ кинетической модели отверждения препрега по методу Фридмана: а – изоконверсионные кривые (T – температура); б – зависимость энергии активации (E_a) и предэкспоненциального множителя ($\ln A$) от степени отверждения

Угол наклона каждой группы параллельных изоконверсионных ДСК-кривых на термограмме, отражающей зависимость логарифма скорости реакции от обратной температуры (рис. 2, *а*), определяет энергию активации стадии. На графике зависимости энергии активации от степени конверсии (рис. 2, *б*) также наблюдается непостоянство энергии в процессе отверждения системы. Полученные данные свидетельствуют о многостадийности процесса, т. е. протекании реакции в более чем одну стадию. Анализ по Фридману показывает, что в процессе отверждения угол наклона экспериментально полученных ДСК-кривых (рис. 2, *а*) больше, чем угол наклона прямой, соответствующей степени превращения, что свидетельствует о протекании реакции с ускорением (автокатализ, зародышеобразование).

Для уточнения кинетических параметров реакции осуществляется разделение ДСК-кривой как минимум на два пика для каждой скорости нагрева. Каждая экспериментальная зависимость, определенная при скоростях нагрева 5, 10 и 20 °С/мин, с помощью специального программного обеспечения разделяется на пики различного вида, которые характеризуют отдельно протекающие реакции химического отверждения. В первом случае выделяют две стадии и проводится анализ каждого процесса реакции по модели Праута–Томпкинса реакции n -го порядка с автокатализом. Во втором случае на кривой определяют три перекрывающихся пика и применяют функцию множественной нелинейной регрессии, описывающую процесс зародышеобразования по Аврами–Ерофееву.

Задачей данных расчетов является нахождение набора кинетических параметров, которые сводят к минимуму сумму квадратов отклонений расчетных и экспериментальных данных. Смоделированная ДСК-кривая строится на основе решения системы дифференциальных уравнений и зависит от значений искомых данных. Для подбора параметров реакции отверждения методом многовариантной нелинейной регрессии вводится следующее допущение – кинетическая модель верна для различных скоростей нагрева. Такой подход позволяет получить достаточную степень надежности результатов. Обобщенный расчет в программном обеспечении осуществляется на основе кинетических параметров выделенных стадий, определенных по простому механизму.

Выбирается модель, подчиняющаяся уравнению Праута–Томпкинса с автоускорением реакции n -го порядка (формулы (1.1) и (1.2)). Теория данных авторов учитывает пересечения и вероятность обрыва линейных разветвляющихся цепей, подходит для описания процессов, протекающих согласно экспоненциальному закону на ранних стадиях периода ускорения [17, 18]:

$$\frac{d\alpha}{d\tau} = -Ae^{\frac{E_a}{RT}} f(\alpha, \rho), \quad (1.1)$$

$$f(\alpha, \rho) = \alpha^n \rho^a, \quad (1.2)$$

где α – концентрация исходного вещества, моль; τ – время, с; A – предэкспоненциальный множитель, с⁻¹; E_a – энергия активации отверждения, Дж/моль; R – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К); T – абсолютная температура, К; $f(\alpha, \rho)$ – функция, определяющая вид кинетического уравнения; ρ – концентрация продукта, моль; n – порядок реакции; a – показатель степени.

Первый вариант последовательной реакции химического отверждения представлен на рис. 3. Результаты расчета обобщенной модели отражены на рис. 4, на соответствующих ДСК-кривых видна степень сходимости экспериментальных и смоделированных зависимостей. В табл. 1 приведены значения кинетических параметров для каждой протекающей стадии процесса. Коэффициент детерминации $R^2 = 0,999132 \approx 1$,

что подтверждает высокую точность выбранной модели, количество выделенных пиков и последовательность реакции отверждения.

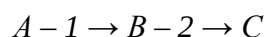


Рис. 3. Схема двухстадийной модели отверждения с последовательными реакциями: A – исходный компонент; B – промежуточный продукт; C – конечный продукт

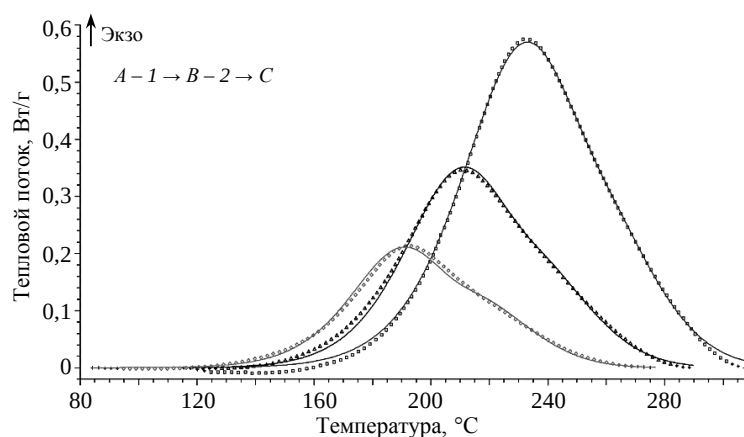


Рис. 4. Тепловыделение при полимеризации исследуемого препрега при скорости нагрева 5 ($\diamond$), 10 ($\triangle$) и 20 $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ ($\square$) (двухстадийная модель с последовательными реакциями): сплошная линия – смоделированный процесс отверждения

Таблица 1

Кинетические параметры реакции отверждения полимерного композиционного материала (двухстадийная модель с последовательными реакциями)

Кинетический параметр	Значения параметров для стадии	
	1	2
Энергия активации E_a , кДж/моль	59,3319	74,0630
Предэкспоненциальный множитель $\ln A$, с^{-1}	4,5653	5,5701
Порядок реакции n	0,7678	1,1379
Показатель степени a	0,4928	$4,76 \cdot 10^{-5}$
Коэффициент детерминации R^2	0,999132	

По экспериментальным данным, представленным на рис. 1, можно сделать вывод о монотонной зависимости площади пика ДСК-кривой от скорости нагрева. Такая картина позволяет предположить, что отверждение протекает с присутствием конкурирующих реакций. Данная схема процесса также характерна для связующих на основе эпоксидных смол, содержащих несколько видов аминных отвердителей [11, 19].

Двухстадийные модели, имеющие разветвленный и параллельный характер отверждения, представлены на рис. 5. При одной и той же концентрации исходного компонента в результате параллельно протекающих химических процессов образуются различные конечные продукты. Обобщенные зависимости тепловыделений от температуры при различной скорости нагрева по рассмотренным схемам отражены на рис. 6. Отмечено, что сходимость экспериментальных и расчетных кривых меньше, чем при последовательной двухстадийной реакции отверждения. В табл. 2 и 3 приведены значения кинетических параметров для каждой протекающей стадии соответствующего процесса.

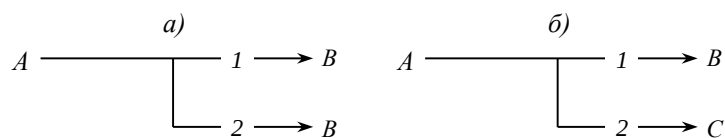


Рис. 5. Схемы двухстадийной модели отверждения с параллельными (а) и конкурирующими (б) реакциями: A – исходный компонент; B , C – конечный продукт

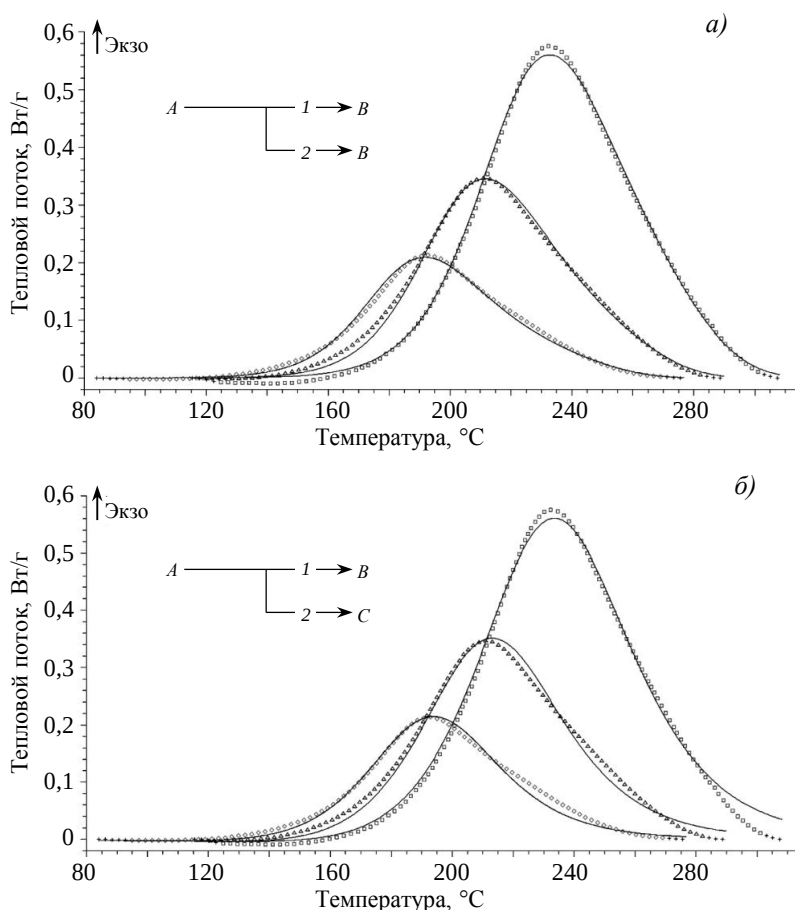


Рис. 6. Тепловыделение при полимеризации исследуемого препрега при скорости нагрева 5 ($\diamond$), 10 ($\triangle$) и 20 $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ ($\square$) (двухстадийная модель с параллельными (а) и конкурирующими (б) реакциями): сплошная линия – смоделированный процесс отверждения

Таблица 2

Кинетические параметры реакции отверждения полимерного композиционного материала (двухстадийная модель с параллельными реакциями)

Кинетический параметр	Значения параметров для стадии	
	1	2
Энергия активации E_a , кДж/моль	101,3686	58,1793
Предэкспоненциальный множитель $\ln A$, с^{-1}	8,0993	4,3301
Порядок реакции n	1,0608	1,9582
Показатель степени a	0,6929	0,5440
Коэффициент детерминации R^2	0,998873	

Таблица 3

Кинетические параметры реакции отверждения полимерного композиционного материала (двухстадийная модель с конкурирующими реакциями)

Кинетический параметр	Значения параметров для стадии	
	1	2
Энергия активации E_a , кДж/моль	60,5946	31,3500
Предэкспоненциальный множитель $\ln A$, с^{-1}	4,5455	-0,3023
Порядок реакции n	1,5469	42,9807
Показатель степени a	0,4899	$1,6192 \cdot 10^{-4}$
Коэффициент детерминации R^2	0,997160	

Простой механизм реакции отверждения по одностадийной модели Праута–Томпкинса n -го порядка с автоускорением (формула (1.2)), представлен на рис. 7. С учетом обобщенных зависимостей на рис. 8, следует отметить, что снижение порядка реакции влияет на форму ДСК-кривых, график становится менее пологим при неизменном положении точек начала и максимума пика. Коэффициент детерминации смоделированных и экспериментальных процессов уменьшается ($R^2 = 0,995155$), при этом обеспечивается достаточная степень надежности дальнейших расчетов. В табл. 4 приведены значения кинетических параметров данной реакции.

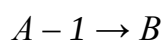


Рис. 7. Схема одностадийной модели отверждения: A – исходный компонент; B – конечный продукт

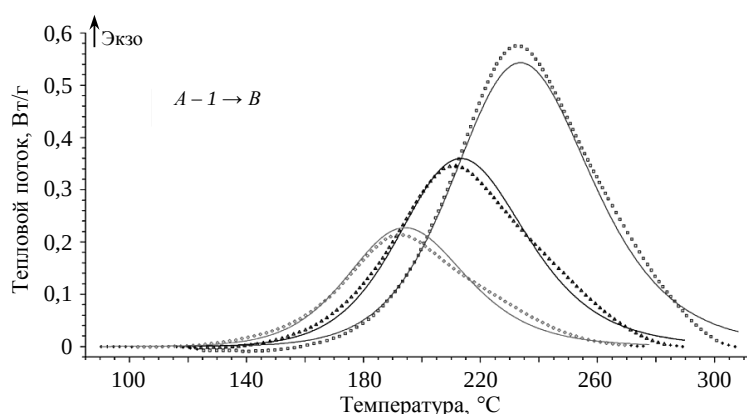


Рис. 8. Тепловыделение при полимеризации исследуемого препрега при скорости нагрева 5 ($\diamond$), 10 ($\triangle$) и 20 $^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ ($\square$) (одностадийная модель): сплошная линия – смоделированный процесс отверждения

Таблица 4

Кинетические параметры реакции отверждения полимерного композиционного материала (одностадийная модель)

Кинетический параметр	Значения параметров для стадии 1
Энергия активации E_a , кДж/моль	61,2643
Предэкспоненциальный множитель $\ln A$, с^{-1}	4,6162
Порядок реакции n	1,5060
Показатель степени a	0,4934
Коэффициент детерминации R^2	0,995155

Рассмотрена кинетическая модель, описывающая процесс зародышеобразования для необратимых гетерофазных реакций согласно уравнению Аврами–Ерофеева n -го порядка [17]:

$$\frac{d\alpha}{d\tau} = -Ae^{\frac{E_a}{RT}} f(\alpha, \rho), \quad (2.1)$$

$$f(\alpha, \rho) = d\alpha(-\ln\alpha)^{(d-1)/d}, \quad (2.2)$$

где d – коэффициент процесса роста ядер.

Величина порядка n , согласно Аврами, позволяет понять характер протекания процесса полимеризации, место его локализации (в объеме или на границе раздела) и фазовую кинетику. Использование модели обусловлено сродством между процессами роста зародышей в кристаллах и реакциями, протекающими при сшивке полимерной структуры. При этом изменение показателя порядка n от 0 до >3 показывает интенсивность автокатализа. Процесс автоускорения в данном случае определяется наличием гелевого эффекта и микрогелевым механизмом [20].

Рассмотрен последовательный механизм реакции по модели Аврами (формула (2.2)), протекающий в три стадии по схеме, представленной на рис. 9. Результаты расчета приведены в виде обобщенной модели процесса на рис. 10. Соответствующие ДСК-кривые показывают сходимость экспериментальных и смоделированных зависимостей. Коэффициент детерминации ($R^2 = 0,997307$) меньше значения показателя, полученного при расчете по двухстадийной последовательной модели реакции согласно уравнению Праута–Томпкинса (формула (1.2)). В табл. 5 приведены значения кинетических параметров для каждой протекающей стадии процесса.

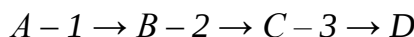


Рис. 9. Схема трехстадийной модели с последовательными реакциями отверждения: A – исходный компонент; B , C – промежуточный продукт; D – конечный продукт

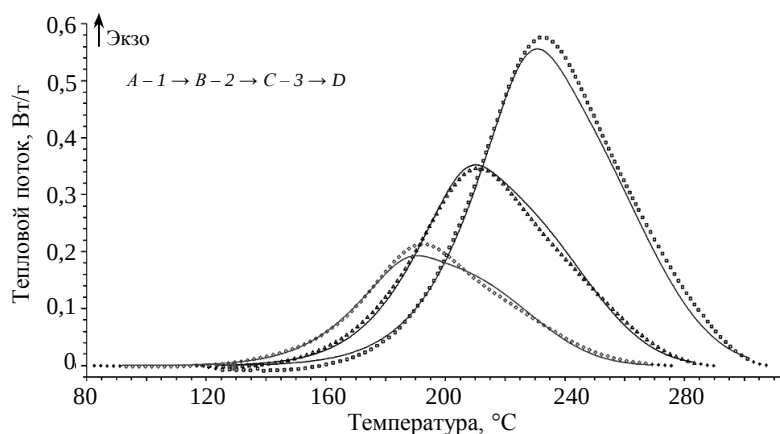


Рис. 10. Тепловыделение при полимеризации исследуемого препрега при скорости нагрева 5 ($\diamond$), 10 ($\triangle$) и 20 °C/мин ($\square$) (трехстадийная модель с последовательными реакциями): сплошная линия – смоделированный процесс отверждения

Кинетические параметры реакции отверждения полимерного композиционного материала (трехстадийная модель с последовательными реакциями)

Кинетический параметр	Значения параметров для стадии		
	1	2	3
Энергия активации E_a , кДж/моль	56,5549	270,2566	76,9647
Предэкспоненциальный множитель $\ln A$, с^{-1}	4,0931	45,6506	5,9880
Коэффициент процесса роста ядер d	1,9344	819,8989	0,7929
Коэффициент детерминации R^2	0,997307		

Заключения

Проанализирована кинетика отверждения препрега на основе расплавного эпоксидного связующего и равнопрочной углеродной ткани саржевого плетения. Показано влияние выбора регрессионной модели и вариации количества выделенных стадий протекающих химических реакций на степень сходимости расчетных и экспериментальных зависимостей. Наибольший коэффициент детерминации определен для двухстадийной последовательной схемы отверждения согласно функции n -го порядка с автоускорением, подчиняющейся уравнению Праута–Томпкинса ($R^2 = 0,999132$). Меньшей точностью обладают модели отверждения с присутствием параллельных и конкурирующих реакций ($R^2 = 0,998873$, $R^2 = 0,997160$). При рассмотрении кинетической модели зарождение образования n -го порядка по Авраами–Ерофееву и выделении трех пиков различных профилей последовательный механизм химического отверждения является менее достоверным ($R^2 = 0,997307$), чем при выделении двух последовательных стадий. Следует отметить, что при выборе простой схемы реакции коэффициент детерминации составляет $R^2 = 0,995155$.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7–17.
2. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // *XXI Менделеевский съезд по общей и прикладной химии*: в 6 т. СПб., 2019. Т. 3. С. 24.
3. Каблов Е.Н. Материалы – основа любого дела // *Деловая слава России*. 2013. № 2 (40). С. 4–9.
4. Амирова Л.М., Андрианова К.А., Амиров Р.Р. Эпоксидные смолы и композиты на их основе: учеб. пособие. Казань: КНИТУ–КАИ, 2021. 216 с.
5. Ситникова В.Е., Пономарева А.А., Успенская М.В. Методы термического анализа: практикум. СПб.: Университет ИТМО, 2021. 152 с.
6. Большаков В.А., Антюфеева Н.В. Оценка модели процесса отверждения клеевого связующего в препреге // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
7. Терехов И.В., Ткачук А.И., Донецкий К.И., Караваев Р.Ю. Технологические и эксплуатационные характеристики и области применения низковязкого эпоксидного связующего ВСЭ-62 с повышенной жизнеспособностью // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-43-50.
8. Малышева Г.В., Мараховский П.С., Баринев Д.Я., Николаев Е.В. Оптимизация режимов отверждения стеклопластиков на основе эпоксидного связующего // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-94-103.
9. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоматического формования // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.

10. Киселева Д.В., Садыкова Н.О. Кинетический анализ термогравиметрических данных ископаемых костных остатков // Труды Института геологии и геохимии им. академика А.Н. Заварицкого. 2010. № 157. С. 336–339.
11. Чуцкова Е.Ю., Алексахин В.М., Баринов Д.Я., Дементьева Л.А. Опыт применения дифференциальной сканирующей калориметрии для исследования кинетических закономерностей отверждения эпоксидного клея ВК-36Р // Труды ВИАМ. 2015. № 1. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-1-12-12.
12. Халафян А.А. STATISTICA 6. Статистический анализ данных. 3-е изд. М.: Бином-Пресс, 2007. 512 с.
13. Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Шипунов Г.С., Третьяков А.А. Технологии и задачи механики композиционных материалов для создания лопатки спрямляющего аппарата авиационного двигателя // Вестник ПНИПУ. Механика. 2014. № 4. С. 5–44. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.4.01.
14. Мишкин С.И. Применение углепластиков в конструкциях беспилотных аппаратов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 5 (111). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-87-95.
15. Гуняев Г.М., Железина Г.Ф., Кривонос В.В., Румянцев А.Ф. Полимерные композиционные материалы в конструкциях летательных аппаратов // Авиационные материалы и технологии. 2002. № S1. С. 12–20.
16. 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.
17. Абиев Р.Ш., Бибик Е.Е., Власов Е.А. Новый справочник химика и технолога. Электродные процессы. Химическая кинетика и диффузия. Коллоидная химия. СПб.: Проффессионал, 2004. 838 с.
18. Янг Д. Кинетика разложения твердых веществ. М.: Мир, 1969. 263 с.
19. Хасков М.А. Расширение диаграммы температура–время–превращение с учетом теплофизических свойств компонентов для оптимизации режимов отверждения полимерных композиционных материалов // Журнал прикладной химии. 2016. Т. 89. № 4. С. 510–518.
20. Иржак Т.Ф., Межиковский С.М., Иржак В.И. О физическом смысле уравнения Авраами в реакциях отверждения олигомеров // Высокомолекулярные соединения. Серия Б. 2008. Т. 50. № 8. С. 1563–1565.

References

1. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
2. Kablov E.N. The Role of Fundamental Research in the Creation of Next-Generation Materials. *XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 3, p. 24.
3. Kablov E.N. Materials – the Foundation of Any Business. *Delovaya slava Rossii*, 2013, no. 2 (40), pp. 4–9.
4. Amirova L.M., Andrianova K.A., Amirov R.R. *Epoxy Resins and Composites Based on Them*: textbook. Kazan: KNITU–KAI, 2021, 216 p.
5. Sitnikova V.E., Ponomareva A.A., Uspenskaya M.V. *Methods of Thermal Analysis*: workshop. St. Petersburg: ITMO University, 2021, 152 p.
6. Bolshakov V.A., Antyufeeva N.V. Evaluation of the curing process model of the adhesive binder in prepreg. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 28, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
7. Terekhov I.V., Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Karavaev R.Yu. Technological and operational characteristics of the VSE-62 low-viscosity epoxy resin with increased pot life and its application. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 05, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-43-50.
8. Malysheva G.V., Marakhovskiy P.S., Barinov D.Ya., Nikolaev E.V. Optimization of the curing modes of fiber-glass based on epoxy binder. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 28, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-94-103.

9. Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 05, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
10. Kiseleva D.V., Sadykova N.O. Kinetic analysis of thermogravimetric data of fossil bone remains. *Proceedings of the A.N. Zavaritsky Institute of Geology and Geochemistry*, 2010, no. 157, pp. 336–339.
11. Chutskova E.Yu., Aleksashin V.M., Barinov D.Ya., Dementyeva L.A. The differential scanning calorimetry application for kinetic regularities investigation of the epoxy adhesive VK-36R curing process. *Trudy VIAM*, 2015, no. 1, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 10, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-1-12-12.
12. Khalafyan A.A. *STATISTICA 6. Statistical analysis of data*. 3rd ed. Moscow: Binom-Press, 2007, 512 p.
13. Anoshkin A.N., Zuyko V.Yu., Shipunov G.S., Tretyakov A.A. Technologies and problems of mechanics of composite materials for creating a straightener blade for an aircraft engine. *Vestnik PNIPU. Mekhanika*, 2014, no. 4, pp. 5–44. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.4.01.
14. Mishkin S.I. Application of carbon fiber plastics in constructions of pilotless devices (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 18, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-87-95.
15. Gunyaev G.M., Zhelezina G.F., Krivonos V.V., Rumyantsev A.F. Polymer composite materials in aircraft structures. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2002, no. S1, pp. 12–20.
16. 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.
17. Abiev R.Sh., Bibik E.E., Vlasov E.A. *New reference book for chemist and technologist. Electrode processes. Chemical kinetics and diffusion. Colloidal chemistry*. St. Petersburg: Professional, 2004, 838 p.
18. Young D. *Kinetics of Decomposition of Solids*. Moscow: Mir, 1969, 263 p.
19. Khaskov M.A. Expansion of the Temperature–Time–Transformation Diagram Taking into Account the Thermophysical Properties of Components for Optimizing the Curing Modes of Polymer Composite Materials. *Zhurnal prikladnoy khimii (Journal of Applied Chemistry)*, 2016, vol. 89, no. 4, pp. 510–518.
20. Irzhak T.F., Mezhevikovsky S.M., Irzhak V.I. On the Physical Meaning of the Avrami Equation in Oligomer Curing Reactions. *Vysokomolekulyarnye soedineniya, Series B*, 2008, vol. 50, no. 8, pp. 1563–1565.

Информация об авторах

Скуридина Наталья Степановна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru; студент, МГТУ им. Н.Э. Баумана, bauman@bmstu.ru

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

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

Барин Дмтрий Яковлевич, доцент, к.т.н., МГТУ им. Н.Э. Баумана, bauman@bmstu.ru

Information about the authors

Natalia S. Skuridina, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru; Student, Bauman Moscow State Technical University, bauman@bmstu.ru

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

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

Dmitry Ya. Barinov, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), Bauman Moscow State Technical University, bauman@bmstu.ru

Статья поступила в редакцию 16.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.04.2025.
The article was submitted 16.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 22.04.2025.

Научная статья

УДК 678.067.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-23-37

**КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ
И КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ
СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
С ФОРМООБРАЗОВАНИЕМ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 40 °С
Часть 1. Стеклопластик марки ВПС-58**

А.А. Евдокимов¹, Е.А. Вешкин¹, Е.Н. Каблов, А.Б. Лаптев¹, А.А. Баранников¹

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

Аннотация. Проведена комплексная оценка сохраняемости прочностных свойств стеклопластика марки ВПС-58 при растяжении, сжатии и изгибе в температурном диапазоне от –60 до +80 °С в исходном состоянии и после воздействия эксплуатационных факторов, таких как экспозиция в камере тропического климата и тепловлажностное старение в разных условиях в течение 1 и 3 мес., а также тепловое старение в течение 500, 1000, 1500 и 2000 ч. Изучено влияние микологической среды и горюче-смазочных автомобильных жидкостей на предел прочности при изгибе и изменение массы стеклопластика.

Ключевые слова: стеклопластик, физико-механические характеристики, эксплуатационные факторы, сохраняемость свойств

Для цитирования: Евдокимов А.А., Вешкин Е.А., Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Баранников А.А. Комплексная оценка воздействия эксплуатационных и климатических испытаний на изменение прочностных свойств полимерных композиционных материалов с формообразованием при температурах до 40 °С. Часть 1. Стеклопластик марки ВПС-58 // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-23-37.

Scientific article

**COMPREHENSIVE ASSESSMENT OF THE IMPACT OF OPERATIONAL
AND CLIMATIC TESTING ON THE STRENGTH PROPERTIES
OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS WITH SHAPING
AT TEMPERATURES UP TO 40 °C
Part 1. Fiberglass of the VPS-58 brand**

A.A. Evdokimov¹, E.A. Veshkin¹, E.N. Kablov, A.B. Laptev¹, A.A. Barannikov¹

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

Abstract. The article provides the results of a comprehensive assessment of the retention of the strength properties of VPS-58 fiberglass under tension, compression and bending in the temperature range of –60 to +80 °C in the initial state and after exposure to operating factors. These factors included exposure in a tropical climate chamber and hygrothermal aging under different conditions for 1 and 3 months, as well as thermal aging for 500, 1000, 1500 and 2000 hours. The influence of mycological environment and automotive fuels and lubricants on the bending strength limit of fiberglass and mass change was studied.

Keywords: fiberglass, physical and mechanical characteristics, operational factors, retention of properties

For citation: Evdokimov A.A., Veshkin E.A., Kablov E.N., Laptev A.B., Barannikov A.A. Comprehensive assessment of the impact of operational and climatic testing on the strength properties of polymer composite materials with shaping at temperatures up to 40 °C. Part 1. Fiberglass of the VPS-58 brand. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-23-37.

Введение

В настоящее время проблеме создания несущих конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ) для применения в различных отраслях промышленности уделяется повышенное внимание [1, 2]. Наряду с авиационной отраслью, в которой опыт изготовления ответственных конструкций из ПКМ составляет уже более 50 лет, следует отметить судостроение и строительство. И если в авиации для создания наиболее ответственных конструкций используют в основном ПКМ на основе углеродных волокон [3, 4], а в судостроении – на основе стеклоровингов [5, 6], то в строительной отрасли угле- и стеклонаполненные композиты тестируются в равной мере [7, 8]. Причем процесс внедрения разрабатываемых ПКМ зависит от требуемых упруго-прочностных характеристик, стойкости к воздействию климатических и эксплуатационных факторов, стоимости изготовления конечной конструкции и др. Поэтому при разработке ПКМ требуется исследование свойств материала во времени для наиболее достоверного прогнозирования сроков работоспособности конструкции в конкретных условиях ее использования.

Так, для строительной отрасли, а именно для мостостроения, специалисты НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ предложили использовать комплекс ПКМ, применимых для изготовления несущих строительных конструкций [9, 10]. Отличительной особенностью предлагаемой технологии является то, что изготовление из ПКМ конструкций с необходимым уровнем прочностных характеристик возможно без использования крупногабаритного оборудования, благодаря чему можно провести полный цикл строительного процесса непосредственно на площадке. Это, в свою очередь, сокращает стоимость строительства, сводя затраты на монтаж к минимуму. Кроме того, применение безрастворного эпоксивинилэфирного связующего для изготовления профилированного настила позволяет не только обеспечить необходимые физико-механические характеристики и высокий уровень стойкости конструкции к агрессивным эксплуатационным факторам, но и изготавливать конструкции без выделения вредных побочных продуктов [11–16]. Разработанные материалы – углепластик марки ВКУ-51 для изготовления несъемной опалубки трубобетонного основания сооружения и стеклопластик марки ВПС-58 для изготовления профилированного настила (рис. 1) прошли общую квалификацию (паспортизацию) и использованы при строительстве мостового сооружения в р. п. Языково Ульяновской области (рис. 2) [17].

В данной статье представлены результаты, полученные при паспортизации стеклопластика ВПС-58. Проведение всесторонних испытаний необходимо для подтверждения работоспособности стеклопластика при разных видах нагружения в широком интервале температур, а также для определения максимальной несущей способности и температурного диапазона эксплуатации конструкции, изготовленной из него (стеклопластикового профилированного настила). В качестве критериев применимости стеклопластика для формования конструкции выбраны расчетные значения прочностных характеристик – предел прочности при растяжении ≥ 250 МПа и предел прочности при сжатии ≥ 125 МПа (требования технического задания). Данные характеристики установлены проектировщиками и являются минимально допустимыми для применения в мостовых сооружениях с повышенной проектной нагрузкой [18]. Кроме того, представлены результаты исследований влияния внешних воздействующих факторов на материал. По результатам испытаний на стеклопластик ВПС-58 оформлен паспорт № 1939.

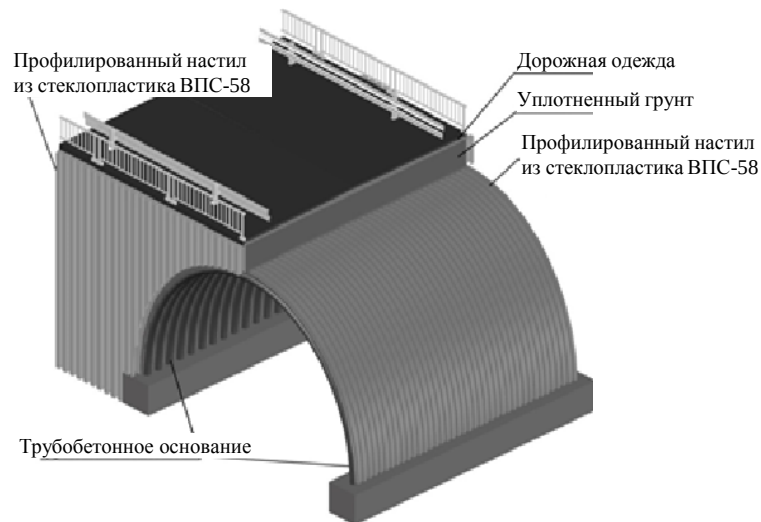


Рис. 1. Схема конструкции быстровозводимого мостового сооружения



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

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») [19].

Материалы и методы

Паспортизацию стеклопластика марки ВПС-58 на основе равнопрочной конструкционной стеклоткани, изготовленной из алюмоборосиликатных ровингов и эпоксивинилэфирного связующего холодного отверждения марки ВСВ-43, проводили в соответствии с СТО 1-595-30-407-2012 на трех партиях материала. Образцы для проведения исследований изготавливали таким образом, чтобы ось армирования наполнителем совпадала с осью приложенной нагрузки, т. е. в направлении 0 градусов. Направление приложения нагрузки при испытаниях на растяжение и сжатие схематично представлено на образце для проведения исследований при растяжении по ГОСТ 25.601-80 (рис. 3).

Количество слоев наполнителя в ПКМ рассчитывали исходя из толщины монослоя, определенного по ММ 1.595-25-295-2006. Для этого изготовлены плиты стеклопластика размером 300×300 мм с разным количеством слоев. Выявлено, что толщина монослоя составляет 0,45 мм. Для проведения исследований изготовлено 36 плит стеклопластика, толщина которых составляет 3,5–3,7 мм (8 слоев наполнителя).

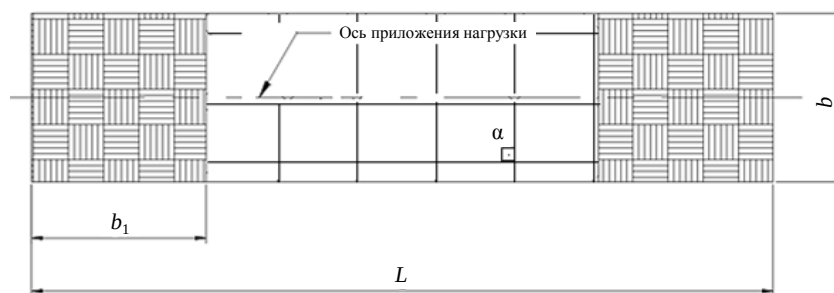


Рис. 3. Схематическое изображение образца стеклопластика с конструкционной укладкой: α – угол укладки армирующего наполнителя; L – длина образца; b – ширина образца; b_1 – длина зоны зажима

Образцы, подвергшиеся испытаниям без климатических воздействий (в исходном состоянии), отбирали в равной мере из трех партий связующего. Ось приложения нагрузки во всех образцах располагалась в направлении 0 градусов. Образцы для проведения экспозиции отбирали в произвольном порядке из оставшихся образцов.

В ходе проведения исследований в первую очередь определены плотность стеклопластика методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 15139–69, составляющая 1930 ± 30 кг/м³, и температура стеклования методом динамического механического анализа по СТО 1.595-36-464–2015, составляющая 107 °С. Оценку влияния факторов нагружения на материал, представленную в табл. 1, проводили при температурах –60, +20, +60 и +80 °С. Исследования малоциклового усталости (при коэффициенте асимметрии $R = 0,1$), длительной прочности и ползучести ПКМ проводили при температуре 20 °С.

Таблица 1

Параметры испытаний при определении упруго-прочностных характеристик стеклопластика ВПС-58

Вид нагружения	Нормативный документ	Количество испытанных образцов, шт.
Растяжение	ГОСТ 25.601–80	60
Сжатие	ГОСТ 25.602–80	
Изгиб	ГОСТ 4648–2014	
Малоцикловая усталость	ГОСТ 25.502–79	15
Длительная прочность	ОСТ 1 90068–79	10
Ползучесть	ОСТ 1 90075–79	

Для оценки влияния эксплуатационных факторов образцы стеклопластика выдерживали в климатических камерах (при повышенной температуре для определения теплового ресурса, в тепловлажностных условиях (температура $T = 60$ °С и влажность $\varphi = 85 \pm 2$ %; $T = 28$ °С и $\varphi = 98 \pm 2$ %), микологической камере и камере, имитирующей тропические условия), а также в жидкостях, непосредственный контакт с которыми возможен при эксплуатации профилированного настила: вода, автомобильные топлива и масла. Условия выдержки определяли исходя из факторов воздействия на материал при эксплуатации и на основании анализа научно-технической литературы [20–31].

После экспозиции образцы испытывали на трехточечный изгиб по ГОСТ 4648–2014 при температуре 20 °С для определения сохраняемости прочностных характеристик после экспонирования и температуры стеклования. В ходе экспонирования проводили гравиметрические исследования путем взвешивания на аналитических весах для определения изменения массы стеклопластика. Испытано по пять образцов при воздействии каждого исследуемого фактора.

Тепловой ресурс определяли в соответствии с СТП 1-595-101–83. Для этого образцы помещали в термощкаф, где выдерживали при температуре 60 °С в течение 500, 1000, 1500, 2000 ч и при температуре 80 °С в течение 500, 1000 ч.

Тепловлажностные испытания проводили по ГОСТ 12020–72 (заменен на ГОСТ 12020–2018), ГОСТ 9.707–81, ГОСТ 4650–2014. Для этого образцы экспонировали в камере при $T = 60$ °С и $\phi = 85$ % в течение 30 и 60 сут.

Выдержку в камере тропического климата проводили по СТП 1.595-20-100–2002. В камере реализовывался следующий суточный режим в течение 1, 2, 3 мес.: 8 ч при $T = 50$ °С и $\phi = 98 \pm 2$ %; 12 ч при $T = 20$ °С и $\phi = 98 \pm 2$ %; 4 ч при $T = 20$ °С и $\phi = 60 \pm 2$ %.

Испытания на грибостойкость проводили по ГОСТ 9.049–91 по методу 1. Для этого на образцы наносили суспензию, содержащую споры грибов *Aspergillius niger* van Tieghem, *Aspergillius terreus* Thorn, *Aspergillius oryzae* (Ahlburg) Cohn, *Penicillium funiculosum* Thom, *Penicillium cyclopium* Westling, *Penicillium chrysogenum* Thom, *Trichoderma viride* Pers ex Fr, *Chaetomium globosum* Kunze, *Paecilomyces varioti* Bainier. Далее зараженные образцы для испытаний помещали в камеру при $T = 28$ °С, $\phi < 98 \pm 2$ % и подвергали испытаниям в течение 1, 2, 3 мес. После съема образцы дополнительно исследовали под микроскопом для определения степени поражения спорами грибов.

Испытания на водопоглощение проводили по ГОСТ 12020–72. Для этого образцы помещали в эксикатор, заполненный дистиллированной водой, и выдерживали в течение 1, 5, 10, 20, 30 сут при комнатной температуре (23 ± 2 °С). В ходе испытаний фиксировали изменение массы образцов. Далее образцы подвергали испытанию на изгиб при температуре 20 °С.

Выдержку в автомобильном топливе в течение 30 сут проводили по ГОСТ 12020–72, ГОСТ 4650–2014. Для этого образцы размещали в моторном масле вязкостью 4–8 и 20–24 мм²/с, бензине марки АИ-92, дизельном топливе марки Л и выдерживали в течение 30 сут.

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

Результаты и обсуждение

Результаты испытаний стеклопластика на растяжение представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты испытаний стеклопластика ВПС-58 на растяжение

Характеристика	Значения характеристик при температуре испытания, °С			
	–60	20	60	80
Предел прочности, МПа	<u>242–550</u> 429	<u>450–525</u> 500	<u>390–490</u> 443	<u>330–487</u> 425
Модуль упругости, ГПа	<u>20–25</u> 23	<u>24–26</u> 25	<u>16–22</u> 20	<u>17–22</u> 20
Относительное удлинение при разрыве, %	<u>1,2–2,4</u> 1,9	<u>1,8–2,2</u> 2,0	<u>2,1–2,5</u> 2,3	<u>1,5–2,4</u> 2,1
Коэффициент Пуассона	<u>0,12–0,15</u> 0,13	<u>0,14–0,19</u> 0,16	<u>0,11–0,14</u> 0,13	<u>0,10–0,13</u> 0,12
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.				

Из представленных данных видно, что образцы стеклопластика удовлетворяют требованиям технического задания по прочности при растяжении. Наблюдается незначительное влияние температуры на прочностные и упругие характеристики материала (уровень сохранения свойств ≥ 85 %). Кроме того, зафиксировано увеличение относительного удлинения материала при возрастании температуры, обусловленное размягчением полимерной матрицы и, как следствие, повышением значений эластических

свойств материала. Кроме того, следует отметить незначительное изменение коэффициента Пуассона при варьировании температуры испытаний. Результаты испытаний на растяжение подтверждают работоспособность стеклопластика при приложении растягивающих напряжений в исследованном интервале температур.

Результаты испытаний стеклопластика на сжатие представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты испытаний стеклопластика ВПС-58 на сжатие

Характеристика	Значения характеристик при температуре испытания, °С			
	–60	20	60	80
Предел прочности, МПа	<u>340–430</u> 384	<u>300–400</u> 343	<u>220–350</u> 299	<u>180–290</u> 261
Модуль упругости, ГПа	<u>26–31</u> 29	<u>26–30</u> 28	<u>24–30</u> 27	<u>24–26</u> 25
Коэффициент Пуассона	<u>0,11–0,13</u> 0,12	<u>0,13–0,16</u> 0,14	<u>0,11–0,17</u> 0,13	<u>0,11–0,14</u> 0,13
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.				

Из представленных данных видно, что образцы стеклопластика ВПС-58 удовлетворяют требованиям технического задания по прочности при сжатии. Наблюдается более сильное влияние температуры на прочностные характеристики (уровень сохранения свойств ≥ 76 %) по сравнению с испытанием на растяжение, однако сохраняемость упругих свойств при повышенной температуре достаточно велика (≥ 89 %). Это дает основание полагать, что влияние температуры на упруго-прочностные свойства стеклопластика при сжатии незначительно. Кроме того, следует отметить практически одинаковые значения коэффициента Пуассона при изменении температуры испытаний. Результаты испытаний на сжатие также подтверждают работоспособность стеклопластика при приложении сжимающих напряжений в исследованном интервале температур.

Кроме испытаний на растяжение и сжатие, к которым предъявляли минимальные требования, проведены испытания на трехточечный изгиб. Данный вид нагружения является комплексным, требования по минимальным значениям в этом случае не предъявляются. Однако определение именно этого параметра нагружения важно для понимания механики совместной работы матрицы и армирующего наполнителя в ПКМ. Результаты испытаний стеклопластика на изгиб представлены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты испытаний стеклопластика ВПС-58 на изгиб

Характеристика	Значения характеристик при температуре испытания, °С			
	–60	20	60	80
Предел прочности, МПа	<u>480–770</u> 638	<u>480–770</u> 601	<u>370–580</u> 476	<u>355–420</u> 396
Модуль упругости, ГПа	<u>18–26</u> 21	<u>20–25</u> 23	<u>17–25</u> 22	<u>17–24</u> 20
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.				

Из представленных данных видно, что уровень сохранения прочности стеклопластика при температуре 80 °С составляет 66 %. Поэтому, несмотря на удовлетворительные значения модуля упругости, рекомендовать стеклопластик ВПС-58 для изготовления несущих конструкций, работающих при температуре 80 °С, нельзя. Значения прочности и модуля упругости при температуре 60 °С оказались достаточными (уровень сохранения свойств составляет 79 %) для того, чтобы рекомендовать стеклопластик для изготовления несущих строительных конструкций, эксплуатируемых при температурах до 60 °С.

С целью определения прочностных характеристик стеклопластика при продолжительном статическом и динамическом нагружении проведены исследования длительной прочности и ползучести на базе 500 ч, а также малоциклового усталости при температуре 20 °С. Установлено, что длительная статическая прочность после приложения растягивающей нагрузки в течение 500 ч составляет 280 МПа, а динамическая прочность (предел выносливости на базе 10^4 циклов): 150 МПа. Результаты проведенных испытаний представлены в табл. 5.

Таблица 5

**Результаты испытаний стеклопластика ВПС-58
на ползучесть при растяжении ($\sigma_{\max} = 280$ МПа)**

$\sigma/\sigma_{\max}, \%$	Деформация, %, на базе времени, ч			
	0,1	10	100	500
50	0,618	0,632	0,655	0,673
70	0,940	0,964	0,986	1,022
90	1,327	1,359	1,375	1,481

Полученные данные подтверждают работоспособность стеклопластика ВПС-58 в длительном временном интервале при приложении нагрузки, близкой к максимально допустимой. Это позволяет изготавливать из него несущие конструкции, надежно воспринимающие получаемые нагрузки продолжительное время.

Вместе с механическим нагружением на конструкцию влияют и факторы внешней среды, такие как знакопеременные температуры, тепло и влага и др. [32–35]. В связи с этим для оценки влияния эксплуатационных факторов на свойства исследуемого ПКМ проведена выдержка образцов в различных средах (табл. 6–10).

Результаты испытаний стеклопластика после теплового старения приведены в табл. 6.

Таблица 6

Результаты испытаний образцов стеклопластика ВПС-58 после теплового старения

Характеристика	Температура экспозиции, °С	Значения характеристик при продолжительности экспозиции, ч				
		0	500	1000	1500	2000
Предел прочности при изгибе, МПа	60	<u>480–770</u>	<u>464–646</u> 536	<u>427–592</u> 540	<u>505–603</u> 575	<u>483–677</u> 547
	80	601	<u>470–625</u> 542	<u>446–678</u> 550	–	
Температура стеклования, °С	80	107	–			120
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.						

Уровень сохранения прочностных характеристик составляет от 89 до 95 %, причем их изменение не носит линейный характер при экспозиции как при 60 °С, так и при 80 °С. В целом, оценивая полученные значения, можно констатировать, что воздействие повышенных температур не оказывает существенного влияния на стеклопластик. Изменения массы образцов после выдержки при разных температурах не выявлено.

Результаты испытаний образцов стеклопластика после экспозиции в тепловлажных условиях при $T = 60$ °С и $\phi = 85$ %, при $T = 28$ °С и $\phi = 85$ %, а также в микологической камере приведены в табл. 7 и 10. Фотография образца, пораженного спорами грибов после выдержки, представлена на рис. 4.

**Результаты испытаний стеклопластика ВПС-58 после тепловлажностных испытаний
и экспозиции в микологической камере**

Характеристика	Условия экспозиции	Значения характеристик при продолжительности экспозиции, мес.			
		0	1	2	3
Предел прочности при изгибе, МПа	$T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\phi = 85\%$	$\frac{480-770}{601}$	$\frac{410-585}{519}$	$\frac{385-590}{492}$	–
	$T = 28\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\phi = 98\%$		$\frac{461-603}{546}$	$\frac{526-583}{538}$	$\frac{448-621}{522}$
	$T = 28\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\phi = 98\%$, споры грибов		$\frac{440-628}{521}$	$\frac{412-536}{497}$	$\frac{419-602}{499}$
Степень поражения, баллы	$\phi = 98\%$, споры грибов	–	0		
Температура стеклования, $^{\circ}\text{C}$	$T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\phi = 85\%$	107	–	122	–
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.					

Представленные данные свидетельствуют о достаточно высоком уровне сохранения свойств стеклопластика после выдержки в тепловлажностных условиях. Так, уровень сохранения свойств после выдержки в течение 2 мес. при $T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\phi = 85\%$ составляет 81 %; после выдержки в течение 3 мес. при $T = 28\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\phi = 98\%$ достиг 86 %; в условиях поражения спорами грибов после 3 мес. выдержки находится на уровне 83 %. Следует отметить, что влияние микологических факторов на прочностные характеристики ПКМ более значительно, чем влияние, оказываемое тепловлажностными условиями выдержки, несмотря на визуальное отсутствие следов поражения (рис. 4).



Рис. 4. Фрагмент образца стеклопластика после выдержки в микологической камере

Результаты испытаний стеклопластика после выдержки в воде и камере тропического климата приведены в табл. 8 и 10.

В результате ускоренных климатических испытаний выявлено, что снижение уровня свойств после выдержки не превышает 18 %, что является хорошим показателем устойчивости стеклопластика к воздействию климатических факторов [36–39]. При этом максимальное снижение уровня свойств выявлено после выдержки при $T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\phi = 85\%$. В некоторых случаях (после тепловых и тепловлажностных воздействий) увеличилась прочность при изгибе, что объясняется упрочнением структуры ПКМ вследствие воздействия повышенных температур и сшивки макромолекул матрицы в материале.

Таблица 8

**Результаты испытаний стеклопластика ВПС-58
после выдержки в воде и в камере тропического климата**

После выдержки в воде и в камере тропического климата					
Характеристика	Условия экспозиции	Значения характеристик при продолжительности экспозиции, мес.			
		0	1	2	3
Предел прочности при изгибе, МПа	Вода при температуре 20 °С	<u>480–770</u> 601	<u>455–588</u> 502	–	
	Камера тропического климата		<u>424–580</u> 516	<u>427–701</u> 543	<u>445–598</u> 502
Температура стеклования, °С	Вода при температуре 20 °С	107	105	–	
	Камера тропического климата		–		113
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.					

Результаты исследований влияния автомобильного топлива и масла на физико-механические показатели исследуемого стеклопластика представлены в табл. 9, 10 и на рис. 5.

Таблица 9

**Прочность при изгибе стеклопластика ВПС-58 после выдержки
в автомобильном топливе и масле**

Условия экспозиции	Предел прочности при изгибе стеклопластика, МПа	
	в исходном состоянии	после экспозиции
Бензин марки АИ-92	<u>480–770</u> 601	<u>472–649</u> 574
Дизельное топливо марки Л		<u>501–632</u> 556
Моторное масло вязкостью, мм ² /с: 4–8		<u>452–603</u> 533
20–24		<u>509–596</u> 566
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.		

Таблица 10

**Изменение массы образцов стеклопластика ВПС-58 после выдержки
в контактирующих жидкостях**

Условия экспозиции	Изменение массы, %, при продолжительности экспозиции, ч (сут)					
	24 (1)	120 (5)	240 (10)	480 (20)	720 (30)	1464 (61)
Тепловлажностные испытания	0,0754	0,1828	0,2012	0,2069	0,2081	0,2080
Вода при температуре 20 °С	<u>0,10–0,20</u> 0,16	<u>0,20–0,36</u> 0,28	<u>0,31–0,42</u> 0,38	<u>0,32–0,44</u> 0,39	<u>0,33–0,46</u> 0,40	—
Бензин марки АИ-92	<u>0,04–0,13</u> 0,09	<u>0,04–0,11</u> 0,08	<u>0,05–0,11</u> 0,08	<u>0,05–0,10</u> 0,07	<u>0,02–0,11</u> 0,06	
Дизельное топливо марки Л	<u>0,30–0,45</u> 0,39	<u>0,10–0,30</u> 0,23	<u>0,17–0,34</u> 0,24	<u>0,14–0,24</u> 0,19	<u>0,10–0,36</u> 0,16	
Моторное масло вяз- костью, мм ² /с:						
4–8	<u>0,52–0,73</u> 0,60	<u>0,52–0,76</u> 0,62	<u>0,31–0,90</u> 0,57	<u>0,31–0,87</u> 0,57	<u>0,19–0,85</u> 0,55	
20–24	<u>0,61–0,77</u> 0,70	<u>0,57–0,68</u> 0,62	<u>0,58–0,64</u> 0,61	<u>0,44–0,62</u> 0,55	<u>0,49–0,65</u> 0,56	
Примечание. В числителе приведен диапазон значений, в знаменателе – среднее арифметическое значение.						

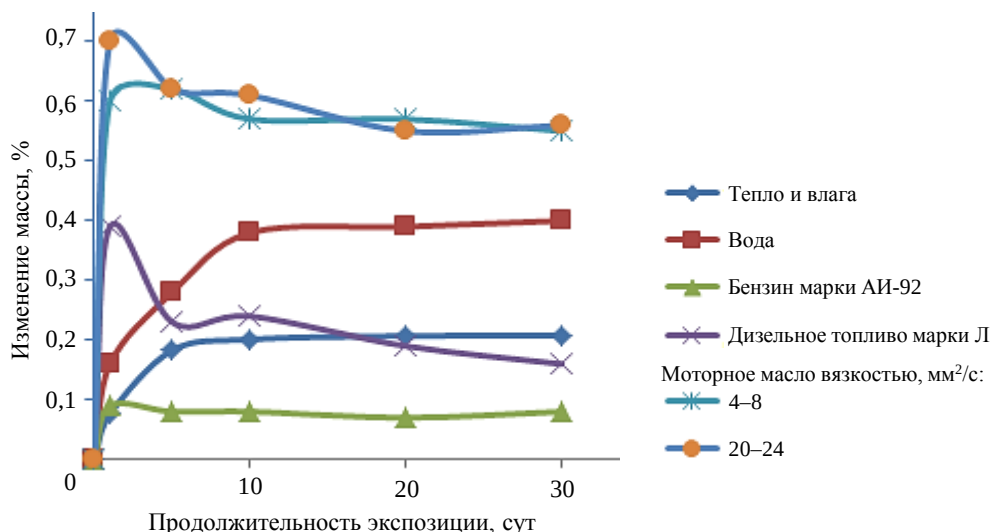


Рис. 5. Зависимости изменения массы образцов стеклопластика ВПС-58 от продолжительности выдержки в различных средах

Установлено, что влияние моторного масла на ПКМ наиболее существенно как с точки зрения увеличения массы после выдержки (на 0,7 %), так и исходя из сохраняемости прочностных характеристик (88 %). Влияние бензина марки АИ-92 и дизельного топлива марки Л на прочность при изгибе оказалось сопоставимым: уровень сохранения свойств составил 95 и 92 % соответственно. Полученные данные свидетельствуют о незначительном влиянии автомобильных горюче-смазочных материалов на стеклопластик ВПС-58, что позволяет использовать его в том числе для изготовления конструкций, применяемых при строительстве автодорожных объектов.

Заключения

В результате всесторонних исследований определены физико-механические характеристики стеклопластика ВПС-58, а также выявлено влияние на них эксплуатационных факторов. Показано, что упруго-прочностные характеристики стеклопластика позволяют использовать его для изготовления несущих строительных конструкций, работоспособных в интервале температур от -60 до $+60$ °С. При этом физико-механические характеристики ПКМ значительно превышают минимально допустимые значения, что в свою очередь позволяет уменьшить толщину и массу конструкции при обеспечении необходимой несущей способности. Это благоприятно отражается на массогабаритных характеристиках и стоимости сооружения.

Влияние эксплуатационных факторов на физико-механические характеристики ПКМ незначительно. Максимальное влияние на прочностные характеристики оказала экспозиция в тепловлажностных условиях при $T = 60$ °С и $\varphi = 85$ % (уровень сохранения свойств составил 82 %). Максимальное увеличение массы стеклопластика (0,7 %) выявлено после выдержки в моторном масле вязкостью 20–24 мм²/с. Для снижения влияния факторов экспозиции на поведение материала в процессе эксплуатации можно рекомендовать нанесение на поверхность изделия защитного лакокрасочного материала.

Список источников

1. 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.

2. Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Прокопенко А.Н., Гуляев А.И. Релаксация полимерных композиционных материалов под длительным действием статической нагрузки и климата (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.10.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
3. Путилина П.М., Куцевич К.Е., Исаев А.Ю. Полимерные композиционные материалы на основе углеродных и стеклянных волокон для изготовления деталей беспилотных летательных аппаратов и перспективы их развития // *Труды ВИАМ*. 2023. № 8 (126). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-85-99.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
5. Перепелкин К.Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. М.: Научные основы и технологии, 2009. 386 с.
6. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. М.: Научные основы и технологии, 2010. 822 с.
7. Евдокимов А.А., Петрова А.П., Раскутин А.Е. и др. Полимерные композиционные материалы для применения в строительной индустрии // *Сб. тез. VIII Всерос. молодежного научного форума «OpenScience 2021»*. Гатчина: НИЦ «Курчатовский институт» – ПИЯФ, 2021. С. 124.
8. Власенко Ф.С., Раскутин А.Е. Применение полимерных композиционных материалов в строительных конструкциях // *Труды ВИАМ*. 2013. № 8. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2024).
9. Евдокимов А.А., Имаметдинов Э.Ш., Малаховский С.С. Усиление строительных конструкций из бетона системой внешнего армирования из углепластика // *Труды ВИАМ*. 2020. № 10 (92). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-73-80.
10. Евдокимов А.А., Венедиктова М.А., Вахрушева Я.А. и др. Опыт применения полимерных материалов при возведении арочных быстровозводимых мостовых сооружений // *Материалы Междунар. науч.-практ. конф. «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование»*. Симферополь: КФУ, 2024. С. 127–136.
11. Ткачук А.И., Загора А.Г., Донецкий К.И., Евдокимов А.А. Связующие для полимерных композиционных материалов, применяемых при строительстве быстровозводимых мостовых сооружений // *Труды ВИАМ*. 2020. № 12 (94). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-67-74.
12. Коган Д.И., Чурсова Л.В., Петрова А.П. Анализ технологий производства изделий из непрерывно армированных полимерных композиционных материалов безавтоклавными способами изготовления (обзор) // *Композиционные материалы*. 2011. № 11. С. 2–6.
13. Седов Л.Н., Михайлова З.В. Ненасыщенные полиэферы. М.: Химия, 1977. 232 с.
14. Большаков В.А., Антюфеева Н.В. Оценка модели процесса отверждения клеевого связующего в препреге // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.10.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.
15. Бобылев В.А. Специальные эпоксидные смолы для клеев и герметиков // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2005. № 5. С. 8–11.
16. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Каравасев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
17. Евдокимов А.А., Раскутин А.Е., Мишкин С.И. и др. Арочные мосты с применением углепластиковых арочных элементов // *Конструкции из композиционных материалов*. 2019. № 2 (154). С. 22–29.
18. Михалдыкин Е.С. Применение трубобетонных конструкций с оболочкой из полимерных композиционных материалов при строительстве малых мостов: дис. ... канд. техн. наук. М., 2021. 111 с.

19. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
20. Старцев В.О. Старение полимерных композиционных материалов в морской воде (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
21. Sherriff M., Knibbs R.W., Langley P.G. Mechanism for the action of tackifying resins in pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 1973. Vol. 17. P. 3423–3438.
22. Hata T., Tsukatani T., Mizumachi H. Holding power (tb) and sliding friction coefficient of pressure sensitive adhesives // Journal of the Adhesion Society Japan. 1994. Vol. 30. P. 307–312.
23. Allen K.W. A review of contemporary views of theories of adhesion // The Journal of Adhesion. 1987. Vol. 21. P. 261–277.
24. Leong Y.C., Lee L.M.S., Gan S.N. The viscoelastic properties of natural rubber pressure-sensitive adhesive using acrylic resin as a tackifier // Journal of Applied Polymer Science. 2003. Vol. 88. P. 2118–2123.
25. Fujita M., Takemura A., Ono H. et al. Effects of miscibility and viscoelasticity on shear creep resistance of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 2000. Vol. 75. P. 1535–1545.
26. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. I. Phase diagrams of the blends of natural rubber with rosin and terpene resins // Journal of Applied Polymer Science. 1987. Vol. 64. P. 2191–2197.
27. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. II. Phase diagrams of the blends of natural rubber and petroleum resins // Journal of Applied Polymer Science. 1998. Vol. 67. P. 221–229.
28. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Effects of miscibility on peel strength of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives // Journal of Applied Polymer Science. 1998. Vol. 70. P. 777–784.
29. Whitehouse R.S., Counsell P.J.C. Composition of rubber/resin adhesive films: 1. Surface composition as determined by ATR-IR spectroscopy // Polymer. 1976. Vol. 17. P. 699–704.
30. Sherriff M. Peel adhesion and viscoelasticity of rubber-resin blends // Journal of Applied Polymer Science. 1980. Vol. 18. P. 2597–2608.
31. Афанасьев Д.В., Ощепков М.Ю. Безавтоклавные технологии // Композитный мир. 2010. № 5. С. 28–37.
32. Кириллов В.Н., Старцев О.В., Ефимов В.А. Климатическая стойкость и повреждаемость полимерных композиционных материалов, проблемы и пути решения // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 412–423.
33. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4. С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
34. Старцев В.О. Климатическая стойкость полимерных композиционных материалов и защитных покрытий в умеренно-теплом климате: дис. ... д-ра техн. наук. М., 2018. 297 с.
35. Старцев В.О., Валедин Е.О., Гуляев А.И. Влияние старения поверхности полимерных композиционных материалов на их механические свойства // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
36. Вольнов О.И., Дудукин Д.О. Стеклопластик. История развития, технология производства, формообразование деталей и современное применение // Труды НГТУ им. П.Е. Алексеева. 2014. № 5 (107). С. 400–404.
37. Петрова А.П., Исаев А.Ю., Лукина Н.Ф., Смирнов О.И. Влияние армирующего волокнистого наполнителя на свойства эпоксидно-полисульфидного клея ВК-36 // Клеи. Герметики. Технологии. 2022. № 8. С. 2–7.

38. Застрогина О.Б., Серкова Е.А., Сарычев И.А., Вавилова М.И. Влияние винифлекса российского и китайского производства на свойства связующего ВФТ и стеклотекстолита на его основе // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.
39. 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.

References

1. 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.
2. Kablov E.N., Laptev A.B., Prokopenko A.N., Gulyaev A.I. Relaxation of polymeric composite materials under the prolonged action of static load and climate (review). Part 1. Binders. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
3. Putilina P.M., Kutsevich K.E., Isaev A.Yu. Carbon fiber-reinforced and glass fiber-reinforced polymer composites for the manufacture of components for unmanned aerial vehicles and their developing prospects. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-85-99.
4. Kablov E.N. New Generation Materials and Digital Technologies for Their Processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
5. Perepelkin K.E. *Reinforcing Fibers and Fiber Polymer Composites*. Moscow: Scientific Foundations and Technologies, 2009, 386 p.
6. Mikhaylin Yu.A. *Structural Polymer Composite Materials*. Moscow: Scientific Foundations and Technologies, 2010, 822 p.
7. Evdokimov A.A., Petrova A.P., Raskutin A.E. et al. Polymer Composite Materials for Application in the Construction Industry. *Reports VIII All-Rus. Youth Scientific Forum «OpenScience 2021»*. Gatchina: NRC «Kurchatov Institute» – PNPI, 2021, p. 124.
8. Vlasenko F.S., Raskutin A.E. Applying FRP in building structures. *Trudy VIAM*, 2013, no. 8, paper no. 03. Available at: <http://viam-works.ru> (accessed: December 11, 2024).
9. Evdokimov A.A., Imametdinov E.Sh., Malakhovskiy S.S. Strengthening concrete building structure via reinforcement external system from carbon plastic. *Trudy VIAM*, 2020, no. 10 (92), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-73-80.
10. Evdokimov A.A., Venediktova M.A., Vakhrusheva Ya.A., et al. Experience of using polymeric materials in the construction of prefabricated arched bridge structures. *Proc. of the Int. Sc. and Pract. Conf. «Materials Science, Form-Generating Technologies and Equipment»*. Simferopol: KFU, 2024, pp. 127–136.
11. Tkachuk A.I., Zagora A.G., Donetsky K.I., Evdokimov A.A. Polymeric matrixes for composite materials used in the construction of quickly built bridge structures. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-67-74.
12. Kogan D.I., Chursova L.V., Petrova A.P. Analysis of production technologies for continuously reinforced polymer composite materials using non-autoclave manufacturing methods (review). *Kompozitsionnye materialy*, 2011, no. 11, pp. 2–6.
13. Sedov L.N., Mikhailova Z.V. *Unsaturated polyesters*. Moscow: Khimiya, 1977, 232 p.
14. Bolshakov V.A., Antyufeeva N.V. Evaluation of the curing process model of the adhesive binder in prepreg. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 20, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-66-77.

15. Bobylev V.A. Special epoxy resins for adhesives and sealants. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2005, no. 5, pp. 8–11.
16. Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 03. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: December 21, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
17. Evdokimov A.A., Raskutin A.E., Mishkin S.I. et al. Arched bridges using carbon fiber arch elements. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2019, no. 2 (154), pp. 22–29.
18. Mikhaldykin E.S. *Use of tube-concrete structures with a shell made of polymer composite materials in the construction of small bridges*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2021, 111 p.
19. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports XXI Mendelev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
20. Startsev V.O. The degradation of polymer composite materials in seawater (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 21, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-148-170.
21. Sherriff M., Knibbs R.W., Langley P.G. Mechanism for the action of tackifying resins in pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 1973, vol. 17, pp. 3423–3438.
22. Hata T., Tsukatani T., Mizumachi H. Holding power (tb) and sliding friction coefficient of pressure sensitive adhesives. *Journal of the Adhesion Society Japan*, 1994, vol. 30, pp. 307–312.
23. Allen K.W. A review of contemporary views of theories of adhesion. *The Journal of Adhesion*, 1987, vol. 21, pp. 261–277.
24. Leong Y.C., Lee L.M.S., Gan S.N. The viscoelastic properties of natural rubber pressure-sensitive adhesive using acrylic resin as a tackifier. *Journal of Applied Polymer Science*, 2003, vol. 88, pp. 2118–2123.
25. Fujita M., Takemura A., Ono H. et al. Effects of miscibility and viscoelasticity on shear creep resistance of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 2000, vol. 75, pp. 1535–1545.
26. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. I. Phase diagrams of the blends of natural rubber with rosin and terpene resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 1987, vol. 64, pp. 2191–2197.
27. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Miscibility between natural rubber and tackifiers. II. Phase diagrams of the blends of natural rubber and petroleum resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 67, pp. 221–229.
28. Fujita M., Kajiyama M., Takemura A. et al. Effects of miscibility on peel strength of natural-rubber-based pressure-sensitive adhesives. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, vol. 70, pp. 777–784.
29. Whitehouse R.S., Counsell P.J.C. Composition of rubber/resin adhesive films: 1. Surface composition as determined by ATR-IR spectroscopy. *Polymer*, 1976, vol. 17, pp. 699–704.
30. Sherriff M. Peel adhesion and viscoelasticity of rubber-resin blends. *Journal of Applied Polymer Science*, 1980, vol. 18, pp. 2597–2608.
31. Afanasyev D.V., Oshchepkov M.Yu. Non-autoclave technologies. *Kompozitny mir*, 2010, no. 5, pp. 28–37.
32. Kirillov V.N., Startsev O.V., Efimov V.A. Climatic firmness and damageability of polymeric composite materials, problems and solutions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 412–423.
33. Kablov E.N., Startsev O.V. The basic and applied research in the field of corrosion and ageing of materials in natural environments (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 4 (37), pp. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
34. Startsev V.O. *Climatic resistance of polymer composite materials and protective coatings in a moderately warm climate*: thesis, Dr of Sc. (Tech.). Moscow, 2018, 297 p.

35. Startsev V.O., Valevin E.O., Gulyaev A.I. The influence of polymer composite materials' surface weathering on its mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
36. Volnov O.I., Dudukin D.O. Fiberglass. History of development, production technology, shaping of parts and modern application. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva*, 2014, no. 5 (107), pp. 400–404.
37. Petrova A.P., Isaev A.Yu., Lukina N.F., Smirnov O.I. Influence of reinforcing fiber filler on the properties of epoxy-polysulfide adhesive VK-36. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2022, no. 8, pp. 2–7.
38. Zastrogina O.B., Serkova E.A., Sarychev I.A., Vavilova M.I. Influence of Russian and Chinese vinylflex on the properties of the VFT binder and fiberglass based on it. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.
39. Petrova A.P., Malysheva G.V. *Adhesives, adhesive binders and adhesive prepreps*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017, 472 p.

Информация об авторах

Евдокимов Антон Андреевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Каблов Евгений Николаевич, д.т.н., профессор, академик РАН

Лаптев Анатолий Борисович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

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

Evgeniy N. Kablov, Doctor of Sciences (Tech.), Professor, Academician of RAS

Anatoliy B. Laptev, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 13.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 18.02.2025.

The article was submitted 13.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 18.02.2025.

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-38-49

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТИТАНОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В СРАВНЕНИИ С ТРАДИЦИОННЫМИ ТИТАНОВЫМИ СПЛАВАМИ

В.В. Антипов¹, В.А. Дуюнова², М.С. Оглодков², А.А. Ширяев²,
В.А. Крохина², С.В. Путырский², А.Ю. Анисимова²

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

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

Аннотация. Представлены физико-механические и эксплуатационные свойства, а также микроструктура слоистых титанополимерных материалов ВТПО-1 (с органо-пластиком) и ВТПУ-1 (с углепластиком) на основе титанового сплава ВТ23М разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Показано, что они обладают существенными преимуществами по скорости роста трещины усталости (СРТУ) в сравнении с титановыми сплавами Ti-64 и ВТ23М (до 40 раз меньше). Значение СРТУ материала ВТПУ-1 с увеличением коэффициента интенсивности напряжений, в отличие от титановых сплавов, сначала снижается, а затем стремится к установившимся значениям.

Ключевые слова: гибридный металлополимерный слоистый композиционный материал, титановые сплавы, ВТ23М, углепластик, органопластик, микроструктура, механические свойства, механизм усталостного разрушения

Для цитирования: Антипов В.В., Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Ширяев А.А., Крохина В.А., Путырский С.В., Анисимова А.Ю. Исследование сопротивления усталостному разрушению титанополимерных композиционных материалов в сравнении с традиционными титановыми сплавами // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-38-49.

Scientific article

STUDY OF FATIGUE RESISTANCE OF TITANIUM-POLYMER COMPOSITE MATERIALS IN COMPARISON WITH TRADITIONAL TITANIUM ALLOYS

V.V. Antipov¹, V.A. Dyunova², M.S. Oglodkov², A.A. Shiryayev²,
V.A. Krohina², S.V. Putyrskiy², A.Yu. Anisimova²

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

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

Abstract. The physical, mechanical, and performance properties, as well as the microstructure, of layered titanium-polymer materials VTPO-1 (with organoplastic) and VTPU-1 (with carbon fiber reinforced plastic) based on the VT23M titanium alloy developed by the Kurchatov

Institute National Research Center – VIAM are presented. The research results demonstrate that they possess significant advantages (lower values) of fatigue crack growth rate compared to titanium alloys Ti-64 and VT23M (up to 40 times). Unlike titanium alloys, the fatigue crack growth rate of VTPU-1 initially decreases with increasing stress intensity factor and then approaches steady-state values.

Keywords: hybrid titanium layered composite, titanium alloys, VT23M, carbon plastic, aramid fiber plastic, microstructure, mechanical properties, fatigue damage behavior

For citation: Antipov V.V., Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Shiryayev A.A., Krohina V.A., Putyrskiy S.V., Anisimova A.Yu. Study of fatigue resistance of titanium-polymer composite materials in comparison with traditional titanium alloys. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-38-49.

Введение

Снижение массы конструкции планера современного самолета является одним из наиболее важных целевых критериев, реализация которого определяет степень совершенства его конструкции. На долю обшивки приходится до 30–40 % от массы крыла и фюзеляжа планера современного самолета, поэтому одним из перспективных способов снижения массы при обеспечении высокой сопротивляемости ударным нагрузкам является применение гибридных металлополимерных композиционных материалов (МПКМ), или Fiber Metal Laminate (FML) [1, 2].

К категории гибридных материалов традиционно принято относить слоистые композиционные материалы, в которых слои из металлических материалов (преимущественно алюминиевые, титановые сплавы и стали) чередуются со слоями из полимерных композиционных материалов (ПКМ) [3]. При этом компоновка такого гибридного слоистого МПКМ (толщина, количество слоев и тип материала) может варьироваться в зависимости от предполагаемых условий его применения и места в конструкции самолета, а также характера приложенных к нему нагрузок [4]. Послойная ориентация армирующего волокна в полимерной части слоистого МПКМ позволяет управлять его свойствами и определяет комбинацию основных преимуществ: высокие уровни прочностных свойств и сопротивления усталостному разрушению в требуемом направлении (при однонаправленном армировании) либо высокие значения сопротивления ударным воздействиям, вязкости разрушения и низкая анизотропия механических свойств при умеренно высоких удельных прочностных характеристиках (при послойной смене направления укладки армирующего волокна или включении в состав слоя тканых полотен) [5].

Для повышения стойкости к ударам и уровня броневых свойств рядом зарубежных исследователей предпринимаются попытки создания гибридных МПКМ, включающих внутренний слой металлической пены наряду с поверхностными чередующимися слоями металлических листов и ПКМ [6].

Одним из первых самолетов, в конструкции (обшивка центроплана) которого применены гибридные слоистые МПКМ, является пассажирский самолет Fokker F-27 Friendship (коммерческая эксплуатация началась в 1950-е гг.). Впоследствии замена примененного в его конструкции МПКМ на усовершенствованный материал-аналог марки ARALL (алюминиевый сплав 2024 или 7475 с армированием арамидными волокнами, пропитанными эпоксидным клеем) позволила уменьшить массу планера самолета на 33 % [2].

За рубежом также широко известен слоистый материал GLARE (алюминиевый сплав 2024, 7075 или 7475 со стеклопластиковыми клеевыми препрегами), который применяется в конструкции самолетов Airbus A380 и A350 (фюзеляж, передние кромки

стабилизатора и киля, конструкция грузового пола), Boeing 767 и 777, а также в самолетах фирмы Bombardier [3, 7, 8]. Одна из наиболее примечательных особенностей данного МПКМ – возможность визуально определить место удара без дополнительных средств обнаружения дефектов [9]. Однако главными преимуществами материала GLARE и его отечественного аналога СИАЛ являются высокий уровень удельных прочностных характеристик, а также низкие значения плотности, скорости развития и распространения трещин [10].

Кроме того, слоистые МПКМ могут использоваться для локального усиления деталей и конструкций из ПКМ в местах болтовых соединений, а также при выполнении переходных зон между деталями из ПКМ и металлических сплавов. Реализация возможна на стадии изготовления (формования) детали из ПКМ с формированием локальных зон гибридного слоистого МПКМ и плавных переходов к ним путем вставки различного количества металлических слоев либо посредством технологии послойного «сращивания» детали, изготовленной из ПКМ, с гибридным слоистым МПКМ [2, 11].

Однако необходимо отметить, что для подобных материалов, как следствие особенностей технологии их изготовления, требуется 100%-ный контроль полуфабрикатов неразрушающими методами [3].

Перечисленные характеристики МПКМ особенно актуальны для обеспечения надежности и экономичности эксплуатации пассажирской авиации. Такие материалы совмещают преимущества как неметаллических композиционных материалов [12], так и металлических сплавов и обеспечивают за счет высокой демпфирующей способности повышение устойчивости элементов конструкций к эксплуатационным вибро-акустическим нагрузкам, приводящим к усталостному разрушению.

Значительно более высоких значений прочностных характеристик и модуля упругости можно достигнуть за счет применения в составе гибридных МПКМ углепластиков, в том числе упрочненных высокопрочными графитовыми волокнами типа IM-6 (гибридный материал TiGr), совместно с титановыми сплавами (титанополимерные материалы), что также снимает риск развития коррозионных повреждений в их соединении.

Отечественных разработок в области титанополимерных слоистых материалов в авиастроительной отрасли немного, и они имеют преимущественно экспериментальный характер. Среди них можно упомянуть материалы ТИОР (органопластик и сплав ВТ35), ТИГРАН (углепластик и сплав ВТ6), а также экспериментальные материалы на основе сплавов ВТ20, ВТ23 (ВТ23М), ОТ4 с угле- и органопластиковыми, разработанные в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и других научно-исследовательских институтах [2, 7, 13, 14].

При этом отмечено, что иностранные исследователи активно проводят работы в данном направлении последние 30–40 лет. Несмотря на то что в научно-исследовательской литературе по теме слоистых МПКМ большая часть источников посвящена материалам на основе алюминия, исследованию титанополимерных материалов также уделяется значительное внимание, в особенности применительно к области сверхзвуковой авиации и космической техники. К одному из наиболее известных титанополимерных композиционных материалов можно отнести материал марки TiGr (на основе графитового волокна), применение которого в авиационной отрасли началось в 1990-х гг. для элементов обшивки крыльев и фюзеляжа самолета Boeing 787 и люков двигателя конвертоплана Bell Boeing V-22 Osprey [15].

Это подтверждает актуальность проблемы создания новых титанополимерных материалов с повышенным уровнем свойств (в особенности сопротивления усталостному разрушению и трещиностойкости) и их внедрения в конструкцию современных

изделий авиационного и космического назначения. Высокая удельная прочность и низкая скорость роста трещины усталости (СРТУ) титанополимерных слоистых материалов позволят повысить весовые характеристики и надежность конструкции новых сверхзвуковых пассажирских самолетов, что затруднительно реализовать при использовании уже существующих и широко применяемых материалов.

Разработанный в настоящее время в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ титанополимерный материал марки ВТПО-1 на основе листов из сплава ВТ23М и органопластика превосходит материал-аналог (сплав ВТ23М) по пределу прочности при растяжении на 18 %, по плотности – на 32 %, по удельной прочности – в 1,5 раза, по удельной жесткости – на 26 %. Титанополимерный материал марки ВТПУ-1 на основе листов из сплава ВТ23М и углепластика превосходит сплав ВТ23М по пределу прочности при растяжении на 27 %, по модулю упругости – на 15 %, по плотности – на 42 %, по удельной прочности – в 1,8 раза, по удельной жесткости – в 1,6 раза.

Основным преимуществом слоистых титанополимерных материалов при создании сверхзвуковых летательных аппаратов является высокая трещиностойкость, поэтому в данной статье представлены результаты исследований сопротивления усталостному разрушению материалов ВТПО-1 и ВТПУ-1 в сравнении с титановыми сплавами.

Работа выполнена в рамках реализации стратегических направлений 6. «Слоистые металлополимерные, биметаллические и гибридные материалы» и 12. «Металломатричные и полиматричные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [16].

Материалы и методы

Исследования проведены на образцах гибридных слоистых МПКМ марок ВТПУ-1 и ВТПО-1, изготовленных в условиях производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и обладающих уровнем свойств, представленным в табл. 1 и 2 [17].

Таблица 1

**Механические свойства (средние значения) образцов
слоистых титанополимерных материалов марок ВТПУ-1 и ВТПО-1**

Материал	Температура испытаний, °С	Модуль упругости E , ГПа	Предел прочности $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²
ВТПУ-1	175	–	$\frac{1160}{600}$	–
	20	В исходном состоянии		
		$\frac{118}{78}$	$\frac{1330}{710}$	$\frac{37}{-}$
		После нагрева при температуре 175 °С в течение 100 ч		
		$\frac{122}{-}$	$\frac{1430}{-}$	–
ВТПО-1	175	–	$\frac{1100}{630}$	–
	20	В исходном состоянии		
		$\frac{100}{77}$	$\frac{1240}{715}$	$\frac{54}{-}$
		После нагрева при температуре 175 °С в течение 100 ч		
		$\frac{103}{-}$	$\frac{1160}{-}$	–
Примечание. В числителе указаны значения при продольном направлении вырезки образцов, в знаменателе – поперечном.				

Таблица 2

**Эксплуатационные свойства образцов слоистых титанополимерных материалов
ВТПУ-1 и ВТПО-1 при температуре испытаний 20 °С
(продольное направление вырезки образцов)**

Материал	Статическая чувствительность к отверстию $\sigma_{\text{вп}}/\sigma_{\text{в}}$ (при $\alpha_{\sigma}=2,6$)	Плотность ρ , г/см ³
ВТПУ-1	0,90	3,22
ВТПО-1	0,95	3,45

Для однонаправленных слоистых титанополимерных материалов ВТПУ-1 и ВТПО-1, как и для большинства композиционных материалов на основе титана с упрочнением высокомодульными волокнами, характерна выраженная анизотропия прочностных свойств при растяжении, в том числе модуля упругости [18]. При этом в продольном направлении за счет однонаправленного расположения волокон армирующего наполнителя обеспечивается высокий уровень механических свойств и ударной вязкости при более низких значениях плотности по сравнению с классическими титановыми сплавами. Испытания на растяжение титанополимерных материалов при повышенных температурах проведены при нагреве до 175 °С, что обусловлено предельной рабочей температурой эпоксидного связующего. Уменьшение предела прочности титанополимерных материалов ВТПУ-1 и ВТПО-1 при испытании на растяжение при температуре 175 °С по сравнению с 20 °С составляет 13 и 11 % соответственно, что можно охарактеризовать как незначительное снижение уровня механических свойств при максимальной рабочей температуре. Необходимо также отметить, что по результатам испытаний на растяжение образцов слоистых титанополимерных материалов после воздействия длительных нагревов практически не наблюдалось уменьшения предела прочности при растяжении и модуля упругости.

Не зафиксировано снижение уровня механических свойств при испытании на растяжение слоистых титанополимерных материалов марок ВТПО-1 и ВТПУ-1 после экспозиции в камере соляного тумана, коррозионные повреждения на образцах отсутствовали.

На рис. 1 представлены микроструктуры титанополимерных материалов.

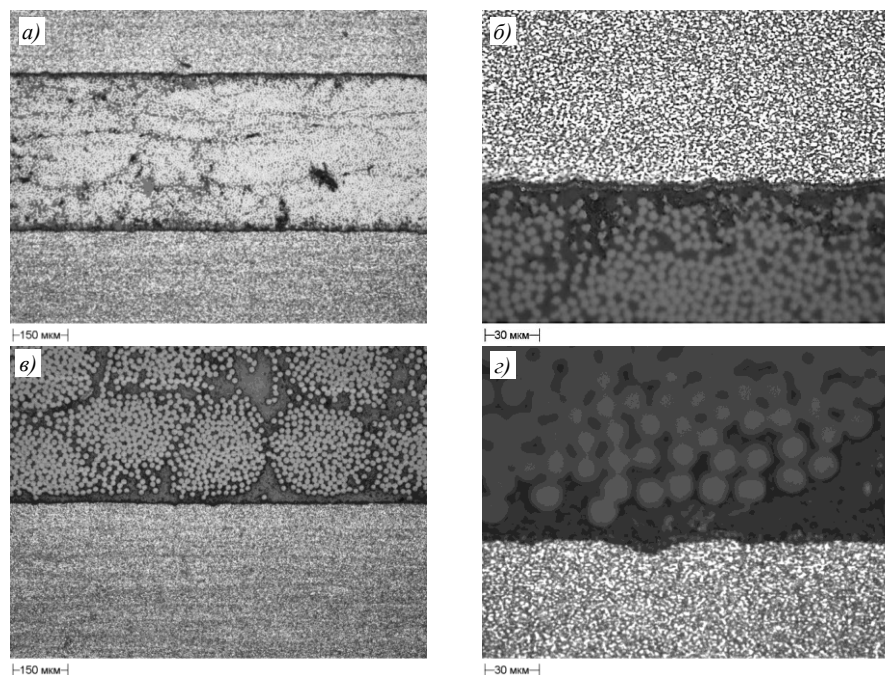


Рис. 1. Микроструктуры (оптическая микроскопия, анализируемая плоскость – поперечная) образцов слоистых титанополимерных материалов ВТПУ-1 (а, б) и ВТПО-1 (в, г)

Образцы слоистых титанополимерных материалов марок ВТПУ-1 и ВТПО-1 не имеют дефектов в виде расслоений, пустот или инородных включений. Микроструктура листов сплава марки ВТ23М в образцах соответствует 1–2 типу согласно девятитипной шкале микроструктур для $(\alpha + \beta)$ -сплавов в соответствии с ПИ 1.2.785–2009. Распределение клеевого связующего в препрегах углепластика марки КМКУ-4м.175.УМТ49 и органопластика марки ВКО-26 в образцах слоистых титанополимерных материалов марок ВТПУ-1 и ВТПО-1 равномерное. Однако наблюдаются участки, обедненные армирующими волокнами наполнителя, что характерно для данного типа материалов, в особенности при использовании жгутовых армирующих наполнителей [5].

Циклическая долговечность (N) определена по ГОСТ 25.502–79 на образцах типа «полоса с отверстием» при напряжении $\sigma_{\max} = 290$ МПа, $\alpha_{\sigma} = 2,6$, $R = 0,1$, $\nu = 5$ Гц, СРТУ (dl/dN) – по ОСТ 1 90268–78 на плоских образцах шириной $B = 100$ мм при $R = 0,1$ в интервале коэффициента интенсивности напряжений ΔK от 15,5 до 43,4 МПа $\sqrt{м}$.

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

Результаты исследований

Циклическая долговечность (N) титанополимерных материалов ВТПУ-1 и ВТПО-1 при $\sigma_{\max} = 290$ МПа составила >1200000 циклов. Образцы сняты с испытаний при достижении 1200000 циклов, разрушены металлические слои без разрушения образцов.

Для исследованных титанополимерных материалов характерны высокие значения циклической долговечности в продольном направлении, что обусловлено выбранной компоновкой и направлением укладки армирующего наполнителя: для материала ВТПУ-1 – компоновка 3/2 [Ti/0/Ti/0/Ti], для материала ВТПО-1 – компоновка 2/1 [Ti/0/Ti] (продольное направление укладки).

Результаты испытаний титанополимерных материалов на СРТУ представлены в табл. 3.

Таблица 3

Скорость роста трещины усталости (СРТУ) титанополимерных материалов марок ВТПУ-1 и ВТПО-1 при температуре испытаний 20 °С

Коэффициент интенсивности напряжений ΔK , МПа $\sqrt{м}$	СРТУ: dl/dN , мм/цикл, для материала	
	ВТПУ-1	ВТПО-1
15,5	$\frac{0,05-0,06}{0,06}$	–
23,2	$\frac{0,02-0,03}{0,02}$	–
27,9	–	$\frac{0,07-0,09}{0,08}$
31,0	$\frac{0,02-0,02}{0,02}$	$\frac{0,08-0,09}{0,09}$
34,1	–	$\frac{0,08-0,10}{0,09}$
38,8	$\frac{0,02-0,02}{0,02}$	$\frac{0,09-0,10}{0,10}$
43,4	$\frac{0,02-0,03}{0,02}$	$\frac{0,09-0,10}{0,10}$
Примечание. В числителе указаны минимальные и максимальные значения, в знаменателе – средние арифметические. Направление вырезки образцов – продольное.		

Исходя из анализа представленных данных видно, что титанополимерные материалы характеризуются низким значением СРТУ. В среднем значения СРТУ материала ВТПУ-1, армированного углеродным волокном, в 4–5 раз меньше аналогичных значений для материала ВТПО-1, упрочненного арамидным волокном [19]. Значения СРТУ в зависимости от ΔK в интервале значений от 23,2 до 43,4 МПа $\sqrt{м}$ либо не изменяются, либо проявляют незначительную склонность к увеличению, что выгодно отличает титанополимерные материалы от традиционных средне- и высокопрочных титановых сплавов, в частности Ti-64 и ВТ23М. Полученные результаты представлены графически (рис. 2).

Обсуждение результатов

По результатам сравнительного анализа ПКМ-составляющей разработанных материалов видно, что применение различных армирующих наполнителей в созданных слоистых титанополимерных материалах предопределяет их различия: для материала ВТПУ-1 характерны более высокий уровень прочностных характеристик и, соответственно, более высокая удельная прочность, а также очень низкие значения СРТУ; для материала ВТПО-1 – более высокий уровень ударной вязкости при более низкой удельной прочности и более высоких значениях СРТУ.

Необходимо отметить, что механизм усталостного разрушения гибридных МПКМ существенно отличается и более сложен в сравнении с гомогенными по структуре и свойствам металлическими сплавами. Для классического титанового сплава механизм развития процесса усталостного разрушения состоит из трех стадий: зарождение, рост трещины усталости с установившейся скоростью, быстрый рост трещины и разрушение материала. В случае слоистых композиционных материалов существует большее количество стадий и механизмов развития данного процесса.

Первая стадия – развитие и распространение трещины усталости на поверхностных металлических слоях материала, которые в случае наличия концентратора напряжений (отверстия) распространяются от него. Армирующее волокно также может выступать в качестве концентратора напряжений (в особенности при укладке в поперечном направлении по отношению к оси нагружения), поэтому процесс зарождения трещин усталости также развивается и в матрице композиционного материала вблизи границы раздела «матрица–волокно».

При росте трещин усталости до критического размера, ослаблении металлической составляющей материала и, как результат, увеличении уровня напряжений процесс образования и роста новых трещин активнее развивается в слоях композиционного материала и на границе раздела «металл–композиционный материал». Процесс усталостного разрушения в слоях с продольным по отношению к оси нагружения направлением укладки армирующего наполнителя может происходить следующим образом. Трещина усталости, как показано на материале TiGr, зарождается и распространяется между волокон в сторону поверхностных металлических слоев, а при достижении границы раздела «металл–композиционный материал» меняет направление, и далее в гибридном материале развивается процесс расслаивания [20]. Зачастую при росте трещин на ранних стадиях процесса армирующие волокна преимущественно не повреждаются, и формируется так называемый мостик из волокон [21]. Необходимость учета влияния перечисленных механизмов существенно осложняет моделирование и прогнозирование процесса усталостного разрушения слоистых МПКМ.

На последней стадии процесс усталостного разрушения распространяется непосредственно на волокна армирующего наполнителя, расположенные вдоль оси направления приложения нагрузки, и материал разрушается.

После проведения усталостных испытаний образцов титанополимерных материалов ВТПУ-1 и ВТПО-1 при выбранной нагрузке произошло разрушение только поверхностных металлических слоев, т. е. в слоях из ПКМ, вероятно, прошли только первая стадия процесса усталостного разрушения материала и частично вторая.

Низкие значения СРТУ (рис. 2) свидетельствуют о повышенной трещиностойкости разработанных материалов. Слоистые титанополимерные материалы ВТПУ-1 и ВТПО-1 обладают существенным преимуществом – более низкие значения СРТУ в сравнении с титановыми сплавами Ti-64 (в 20–40 и 5–8 раз соответственно) и BT23M (в 28 и 6 раз соответственно), что также подтверждается результатами сравнения зарубежных титанополимерных материалов-аналогов с титановыми сплавами, в том числе при повышенных температурах [5].

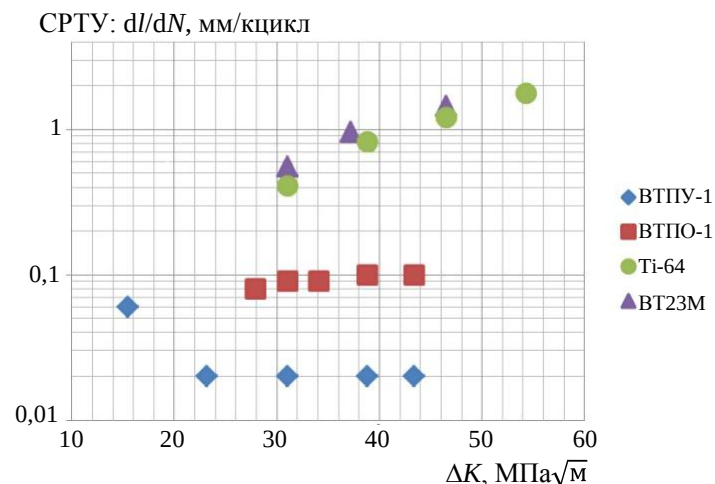


Рис. 2. Зависимости скорости роста трещины усталости (СРТУ) от коэффициента интенсивности напряжений ΔK титанополимерных материалов ВТПУ-1 и ВТПО-1 в сравнении с титановыми сплавами Ti-64 и BT23M

Низкие значения СРТУ, как отмечено ранее, характерны для всего класса гибридных слоистых композиционных материалов, а значения СРТУ разработанных материалов находятся на уровне соответствующего показателя отечественного гибридного материала на основе алюминия СИАЛ-1-1Р.

Классическая теория механизма усталостного разрушения, использующая понятие фактора интенсивности приложенных напряжений изотропного материала, не вполне подходит для описания поведения гибридных слоистых композиционных материалов. Многослойная структура гибридного материала и наличие высокопрочных высокомодульных волокон оказывают существенное влияние на СРТУ. В первую очередь низкие значения СРТУ обусловлены тем, что даже при существенном нарушении целостности слоя из ПКМ на стадии роста трещины с установившейся скоростью большая часть армирующих волокон остается целостной и принимает на себя воздействие приложенных нагрузок [21]. Трещины при расслаивании, распространяющиеся вдоль направления приложения нагрузки, также забирают для своего роста часть приложенной энергии, однако площадь поперечного сечения при этом не уменьшается, что является дополнительным фактором обеспечения низких значений СРТУ материала. Рядом исследователей также отмечено, что относительно слабое соединение металлических слоев со слоями ПКМ снижает уровень прочностных свойств, но также может повышать сопротивление усталостному разрушению слоистых гибридных МПКМ [20].

Необходимо отметить еще одну отличительную особенность процесса усталостного разрушения в гибридных композиционных материалах, проиллюстрированную на примере материала TiGr. В классических титановых сплавах, например Ti-15-3, СРТУ увеличивается с повышением коэффициента интенсивности напряжений ΔK . Для гибридного материала, наоборот, характерно снижение СРТУ с последующим переходом к установившимся значениям [22]. При анализе данных табл. 3 и рис. 2 выявлено, что для титанополимерного материала ВТПУ-1 также наблюдается аналогичная тенденция. Предполагается, что дальнейшее увеличение ΔK не приведет к существенному повышению СРТУ разработанных материалов, что является одним из наиболее важных преимуществ по сравнению с традиционными титановыми сплавами.

Заключения

Представлены физико-механические и эксплуатационные свойства, а также микроструктура слоистых титанополимерных материалов марок ВТПУ-1 и ВТПО-1. Показано, что их состав (компоновка) и технология изготовления обеспечивают высокий уровень прочностных свойств при растяжении (включая удельную прочность), ударной вязкости, сопротивления усталостному разрушению, а также низкие значения СРТУ в направлении укладки армирующего наполнителя (волокна).

Исследование эксплуатационных свойств показало, что слоистые титанополимерные материалы ВТПУ-1 и ВТПО-1 обладают меньшими значениями СРТУ в сравнении с титановыми сплавами Ti-64 (в 20–40 и 5–8 раз соответственно) и ВТ23М (в 28 и 6 раз соответственно).

В отличие от традиционных титановых сплавов, для которых СРТУ увеличивается с повышением коэффициента интенсивности напряжений ΔK , для слоистого титанополимерного материала ВТПУ-1 обнаружено, наоборот, снижение СРТУ с последующим переходом к установившимся значениям, что также является важным преимуществом при их эксплуатации в изделиях авиакосмической отрасли.

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. Печенюк В.С., Попов Ю.И. Концептуальное проектирование конструкции крыла или фюзеляжа магистрального самолета из металлополимерных композиционных материалов // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2021. № 64. С. 74–82.
3. Etri H., Korkmaz M., Gupta M. et al. A state of the art review on mechanical characteristics of different fiber metal laminates for aerospace and structural applications // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022. No. 123. P. 2965–2991. DOI: 10.1007/s00170-022-10277-1.
4. Лавров А.В., Ерасов В.С., Подживотов Н.Ю., Автаев В.В. Оптимизация структуры гибридных композиционных материалов авиационного назначения // Труды ВИАМ. 2016. № 11 (47). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-7-7.
5. Kazemi M.E., Shanmugam L., Yang L., Yang J. A review on the hybrid titanium composite laminates (HTCLs) with focuses on surface treatments, fabrications, and mechanical properties // Composites. Part A. 2020. Vol. 128. P. 105679. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105679.
6. Muniyan V., Kumar V.V., Suyambulingam I. et al. A review of recent advancements in the impact response of fiber metal laminates // Heliyon. 2025. No. 11. P. e41756. DOI: 10.1016/j.heliyon.2025.e41756.

7. Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Путырский С.В., Крохина В.А. Титанополимерные слоистые материалы // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S2 (44). С. 56–62. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-56-62.
8. Liu D., Tang Y.J., Cong W.L. A review of mechanical drilling for composite laminates // *Composite Structures*. 2012. No. 94. P. 1265–1279.
9. Benedict A.V. An Experimental Investigation of GLARE and Restructured Fiber Metal Laminates. Daytona Beach: Embry-Riddle Aeronautical University, 2012. 103 p.
10. Серебренникова Н.Ю., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ерасов В.С., Каширин В.В. Гибридные слоистые материалы на базе алюминий-литиевых сплавов применительно к панелям крыла самолета // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 3 (42). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-3-8.
11. Joining of Polymer-Metal Hybrid Structures: Principles and Applications. 1st ed. / Ed. S.T. Amancio-Filho, L.-A. Blaga. John Wiley & Sons Inc., 2018. 394 p.
12. Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Прокопенко А.Н., Гуляев А.И. Релаксация полимерных композиционных материалов под длительным действием статической нагрузки и климата (обзор). Часть 1. Связующие // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
13. Железина Г.Ф., Колобков А.С., Кулагина Г.С., Кан А.Ч. Демпфирующие свойства гибридных слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых, титановых сплавов и слоев органопластика // *Труды ВИАМ*. 2021. № 2 (96). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-10-19.
14. Babaytsev A.V., Lopatin S.S., Nasonov F.A. Study of Dynamic Characteristics of Hybrid Titanium-Polymer Composite Materials // *International Journal for Computational Civil and Structural Engineering*. 2024. Vol. 20 (1). P. 109–115.
15. Chen Y., Wang Y., Wang H. Research Progress on Interlaminar Failure Behavior of Fiber Metal Laminates // *Advances in Polymer Technology*. 2020. Vol. 2020. Art. 3097839. DOI: 10.1155/2020/3097839.
16. Каблов Е.Н., Кириллов В.Н., Жирнов А.Д., Старцев О.В., Вапиров Ю.М. Центры для климатических испытаний авиационных ПКМ // *Авиационная промышленность*. 2009. № 4. С. 36–46.
17. Толстиков А.А., Арисланов А.А., Путырский С.В., Шестов В.В. Исследование механических свойств слоистых титанополимерных материалов на основе титановых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-20-31.
18. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications / Ed. by C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003. 513 p.
19. Каблов Е.Н., Кулагина Г.С., Железина Г.Ф., Лонский С.Л., Куршев Е.В. Исследование микроструктуры однонаправленного органопластика на основе арамидных волокон Русар-НТ и эпоксидно-полисульфонового связующего // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.
20. Burianek D.A., Spearing S.M. Fatigue damage in titanium-graphite hybrid laminates // *Composites Science and Technology*. 2002. Vol. 62. P. 607–617.
21. Alderliesten R.C. Designing for damage tolerance in aerospace: A hybrid material technology // *Journal of Materials and Design*. 2015. Vol. 66. P. 421–428. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.06.068.
22. Burianek D.A., Spearing S.M. Modeling of facesheet crack growth in titanium-graphite hybrid laminates. Part II: Experimental results // *Engineering Fracture Mechanics*. 2003. Vol. 70. P. 799–812.

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. Pechenyuk V.S., Popov Yu.I. Conceptual Design of a Mainline Aircraft Wing or Fuselage Structure Made of Metal-Polymer Composite Materials. *Vestnik PNIPU. Aerokosmicheskaya tekhnika*, 2021, no. 64, pp. 74–82.
3. Etri H., Korkmaz M., Gupta M. et al. A state of the art review on mechanical characteristics of different fiber metal laminates for aerospace and structural applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, no. 123, p. 2965–2991. DOI: 10.1007/s00170-022-10277-1.
4. Lavrov A.V., Erasov V.S., Podzhivotov N.Yu., Avtaev V.V. Optimization of structure of hybrid composition materials for aircraft. *Trudy VIAM*, 2016, no. 11 (47), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 26, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-7-7.
5. Kazemi M.E., Shanmugam L., Yang L., Yang J. A review on the hybrid titanium composite laminates (HTCLs) with focuses on surface treatments, fabrications, and mechanical properties. *Composites. Part A*, 2020, vol. 128, p. 105679. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105679.
6. Muniyan V., Kumar V.V., Suyambulingam I. et al. A review of recent advancements in the impact response of fiber metal laminates. *Heliyon*, 2025, no. 11, p. e41756. DOI: 10.1016/j.heliyon.2025.e41756.
7. Yakovlev A.L., Nochovnaya N.A., Putyrskij S.V., Krohina V.A. Titanium-polymer laminated materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S2, pp. 56–62. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-56-62.
8. Liu D., Tang Y.J., Cong W.L. A review of mechanical drilling for composite laminates. *Composite Structures*, 2012, no. 94, pp. 1265–1279.
9. Benedict A.V. *An Experimental Investigation of GLARE and Restructured Fiber Metal Laminates*. Daytona Beach: Embry-Riddle Aeronautical University, 2012, 103 p.
10. Serebrennikova N.Yu., Antipov V.V., Senatorova O.G., Erasov V.S., Kashirin V.V. Hybrid multilayer materials based on aluminum-lithium alloys applied to panels of plane wing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 3 (42), pp. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-3-8.
11. *Joining of Polymer-Metal Hybrid Structures: Principles and Applications*. 1st ed. Ed. S.T. Amancio-Filho, L.-A. Blaga. John Wiley & Sons Inc., 2018, 394 p.
12. Kablov E.N., Laptev A.B., Prokopenko A.N., Gulyaev A.I. Relaxation of polymeric composite materials under the prolonged action of static load and climate (review). Part 1. Binders. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 14, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
13. Zhelezina G.F., Kolobkov A.S., Kulagina G.S., Kan A.Ch. Damping properties of hybrid layered metal-polymer materials based on aluminum, titanium alloys and organoplastics layers. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-10-19.
14. Babaytsev A.V., Lopatin S.S., Nasonov F.A. Study of Dynamic Characteristics of Hybrid Titanium-Polymer Composite Materials. *International Journal for Computational Civil and Structural Engineering*, 2024, vol. 20 (1), pp. 109–115.
15. Chen Y., Wang Y., Wang H. Research Progress on Interlaminar Failure Behavior of Fiber Metal Laminates. *Advances in Polymer Technology*, 2020, vol. 2020, art. 3097839. DOI: 10.1155/2020/3097839.
16. Kablov E.N., Kirillov V.N., Zhirnov A.D., Startsev O.V., Vapirov Yu.M. Centers for climatic testing of aviation PCM. *Aviacionnaya promyshlennost*, 2009, no. 4, pp. 36–46.
17. Tolstikov A.A., Arislanov A.A., Putyrskiy S.V., Shestov V.V. Study of the mechanical properties of titanium composite laminates materials based on titanium alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-20-31.
18. *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. by C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003, 513 p.

19. Kablov E.N., Kulagina G.S., Zhelezina G.F., Lonskii S.L., Kurshev E.V. Microstructure research of the unidirectional organoplastic based on Rusar-NT aramid fibers and epoxy-polysulfone binder. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 19–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-19-26.
20. Burianek D.A., Spearing S.M. Fatigue damage in titanium-graphite hybrid laminates. *Composites Science and Technology*, 2002, vol. 62, pp. 607–617.
21. Alderliesten R.C. Designing for damage tolerance in aerospace: A hybrid material technology. *Journal of Materials and Design*, 2015, vol. 66, pp. 421–428. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.06.068.
22. Burianek D.A., Spearing S.M. Modeling of facesheet crack growth in titanium-graphite hybrid laminates. Part II: Experimental results. *Engineering Fracture Mechanics*, 2003, vol. 70, pp. 799–812.

Информация об авторах

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

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

Оглодков Михаил Сергеевич, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Information about the authors

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

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

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

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

Victoria A. Krohina, 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, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 01.11.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.11.2025.

The article was submitted 01.11.2025; approved and accepted for publication after reviewing 05.11.2025.

Научная статья

УДК 66.017

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-50-60

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН НА ОСНОВЕ НЕФТЯНЫХ МЕЗОФАЗНЫХ ПЕКОВ

В.В. Викулин¹, А.А. Шавнев¹, Д.В. Сидоров¹, Е.И. Курбаткина¹, Е.С. Пастух¹

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

Аннотация. Проведен сравнительный анализ физико-технических характеристик углеродных волокон, получаемых из нефтяных мезофазных пеков и полиакрилонитрила. Представлены области применения пековых углеродных волокон. Дано объяснение некоторых особенностей технологий, влияющих на достижение уникальных свойств пековых углеродных волокон. Приведено объяснение причин меньшей прочности углеродных волокон на основе мезофазных пеков по сравнению с прочностью углеродных волокон на основе полиакрилонитрила. Рекомендованы новые области применения пековых углеродных волокон.

Ключевые слова: углеродные волокна, пек, мезофаза, домены, полиакрилонитрил (ПАН), кристаллическая решетка, формование, фильеры, окислительная термостабилизация, карбонизация, графитация, прочность, модуль упругости

Для цитирования: Викулин В.В., Шавнев А.А., Сидоров Д.В., Курбаткина Е.И., Пастух Е.С. Технологические особенности получения углеродных волокон на основе нефтяных мезофазных пеков // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-50-60.

Scientific article

TECHNOLOGICAL FEATURES OF CARBON FIBERS PRODUCTION ON THE BASIS OF OIL MESOPHASE PITCHES

V.V. Vikulin¹, A.A. Shavnev¹, D.V. Sidorov¹, E.I. Kurbatkina¹, E.S. Pastukh¹

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

Abstract. A comparative analysis of physical and technical characteristics of carbon fibers produced from petroleum mesophase pitches and polyacrylonitrile is carried out. The fields of application of pitch carbon fibers are presented. An explanation of some features of the technologies influencing the achievement of unique properties of carbon pitch fibers is presented. An explanation of the reasons for the lower strength of carbon fibers based on mesophase pitches compared to the strength of carbon fibers based on polyacrylonitrile is given. New fields of application of carbon fibers based on carbon pitches are recommended.

Keywords: carbon fibers, pitch, mesophase, domains, polyacrylonitrile (PAN), crystal lattice, forming, dies, oxidative thermal stabilization, carbonization, graphitization, strength, elastic modulus

For citation: Vikulin V.V., Shavnev A.A., Sidorov D.V., Kurbatkina E.I., Pastukh E.S. Technological features of carbon fibers production on the basis of oil mesophase pitches. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-50-60.

Введение

В современном мире углеродные волокна занимают значительное место в качестве армирующих наполнителей полимерных композиционных материалов, применяемых в авиастроении, космических кораблях и спутниках, в морском кораблестроении, при производстве газовых баллонов, центрифуг, в энергетике, при производстве потребительской продукции.

Пековые углеродные волокна имеют уникально высокие значения модуля упругости, теплопроводности и электропроводности. Имея высокие значения плотности (на уровне 2,1–2,2 г/см³) и содержания углерода, такие волокна могут применяться в углепластиках в качестве защиты от электромагнитных помех. Высокая электропроводность пековых углеродных волокон позволяет рассматривать возможность создания на их основе углепластиков для молниезащиты авиационной техники.

Например, из пекового углеродного волокна марки CNG 90, имеющего модуль упругости 860 ГПа, теплопроводность 500 Вт/(м·К) и прочность при растяжении 3430 МПа, впервые разработан радиатор с обшивкой из углепластика для космического спутника «Арктика». Масса радиатора снижена на 25 %. Конструкция выдержала 7000 циклов испытаний при изменении температуры от –150 до +50 °С и воздействие ионизирующего излучения $2 \cdot 10^6$ рад. Теплопроводность углепластика в 2 раза выше, чем у алюминиевых сплавов [1].

Основной объем углеродных волокон во всем мире производится на основе полиакрилонитрила (ПАН) и в меньшем объеме – из беленой целлюлозы (технической вискозы). В то же время Япония, США и Англия производят углеродные волокна из нефтяных и каменноугольных пеков, объем производства которых в 2011 г. не превышал 3580 тонн, в то время как ежегодное совокупное мировое производство углеродных волокон на основе ПАН в том же году составило 60647 тонн с прогнозом мирового потребления для всех отраслей промышленности в объеме 113500 тонн в 2018 г. и 153680 тонн к 2020 г. [2, 3].

Углеродные волокна на основе полиакрилонитрила имеют более высокую прочность при растяжении и средний модуль упругости по сравнению с углеродными волокнами на основе мезофазных пеков. Так, углеродное волокно фирмы TORAY торговой марки T-1000G имеет предел прочности при растяжении 6370 МПа, а модуль упругости 290 ГПа. Углеродное волокно фирмы TENAX-TOXO торговой марки IMS-65 имеет прочность при растяжении 6100 МПа, а модуль упругости 294 ГПа. Как правило, для таких волокон и углепластиков на их основе теплопроводность и электропроводность не приводятся из-за их низких значений.

Нефтяные мезофазные пеки, получаемые из отходов переработки нефти, состоят из небольших нерастворимых жидких мезофазных сфер, так называемых жидких кристаллов, образующихся при нагревании изотропного пека и имеющих дискообразную форму с размером молекул несколько нанометров, которые при повышении температуры вступают в контакт друг с другом и, постепенно сливаясь, формируют большие массы выровненных плотных углеродных слоев, а при очень высоких температурах – непрерывную графитоподобную решетку углеродного или графитового волокна. В некоторых пеках образуются домены размером от 200 до >1000 мкм. Благодаря такой плотной структуре углеродные волокна на основе мезофазных пеков имеют чрезвычайно высокие теплопроводность, электропроводность, модуль упругости, но среднюю прочность при растяжении [4].

В журналах «Труды ВИАМ» опубликованы обзоры по углепластикам, разработанным в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, на основе высокомодульных полиакрилонитрильных углеродных волокон для изделий гражданской авиационной техники [5, 6].

Технологические особенности получения углеродных волокон

В патенте US 4005183 приведены данные по изменению прочности и модуля упругости при температурах карбонизации и графитации в интервале температур 1200–3000 °С – от 689 до 2068 МПа и от 137 до 689 ГПа соответственно [7].

В монографии [8] дана очень краткая информация по получению углеродных волокон на основе пеков. Приведенные значения прочности углеродных волокон и модуля упругости при растяжении после процесса графитации при температурах 2200–2900 °С и степени вытяжки 180 % при плотности волокна 1,77 г/см³ составляют 2,6 и 630 ГПа соответственно.

В монографии [9] приведен обзор научных публикаций, касающихся исследований механизма образования структуры углеродных волокон на основе ПАН и пековых углеродных волокон, но практически не объясняется влияние их структуры на свойства волокна. Дано также описание технологического оборудования, применяемого при производстве как ПАН, так и мезофазных углеродных волокон.

В зарубежных статьях [10, 11] для волокон марок K-800х и K-1100 приводятся значения модуля упругости (одинаковые для обоих марок) 930 ГПа и прочности при растяжении: 2,9 и 3,1 ГПа при плотности 2,18 и 2,20 г/см³ соответственно. Для материала марки DuPont-experimental даны значения теплопроводности 970 Вт/(м·К) и электросопротивления $100 \cdot 10^{-6}$ Ом·см, т. е. углеродные пековые волокна обладают очень высокими тепло- и электропроводностью. Там же приводятся достигнутые значения теплопроводности 1000 Вт/(м·К) и электропроводности 5000 См/см.

Такие высокие значения тепло- и электропроводности объясняются тем, что во время формования из расплава волокон мезофазного пека происходит выравнивание мезофазы дискообразной формы вдоль оси волокон, которое приводит к формированию слоев графита, приближающихся к размеру 0,336 нм (близких к размеру слоев графита 0,3354 нм) после графитации при температуре >2700 К, за счет чего повышается скорость передвижения фононов и электронов в кристаллической решетке.

В то же время в большинстве ранних зарубежных патентов и немногочисленных отечественных исследованиях приводятся достаточно низкие значения прочности и модуля упругости углеродных пековых волокон. Так, в патентах US 3974264.1976 [12] и US 4026788.1977 [13] приводятся значения прочности (1179 МПа) и модуля упругости (317 ГПа) для пековых углеродных волокон, прошедших термообработку при температуре 1900 °С [14, 15]. В работе [16] достигнуты характеристики прочности и модуля упругости волокон диаметром 30–80 мкм на уровне 500–900 МПа и 30–70 ГПа соответственно. Следует отметить, что авторы работ [14, 16] указывают на необходимость контроля за содержанием кислорода и температурой в процессе стабилизации волокна после формования, чтобы избежать экзотермической реакции и выгорания углерода, в то время как в научно-технической и патентной литературе отсутствует единое мнение и рекомендации по вопросам концентрации кислорода или озона, времени и температурах стабилизации в случае получения углеродных волокон из мезофазных пеков.

В работах [10, 17] приводится закономерность изменения модуля упругости и прочности при растяжении углеродного волокна, полученного из мезофазного пека. В процессе карбонизации и графитации при температурах от 1400 до 2400 °С происходит рост модуля упругости со 152 до 758 ГПа при переводном коэффициенте M_{si} , в то время как прочность при температурах от 1500 до 2000 °С повышается с 1,72 до 2,48 ГПа при переводном коэффициенте K_{si} , а затем практически не изменяется до температуры 2500 °С (рис. 1). В то же время такая закономерность не характерна для поведения модуля упругости и прочности при растяжении углеродного волокна, полученного из ПАН, когда в процессе графитации модуль упругости растет, а прочность начинает снижаться [18]. В данной работе приведены закономерности изменения модуля упругости и прочности при растяжении двух типов углеродных волокон, полученных

из мезофазного пека и ПАН при температурах карбонизации и графитации 500–2500 °С (рис. 2). В первом случае модуль упругости у пекового углеродного волокна при увеличении температур карбонизации и графитации с 600 до 2500 °С увеличивался с 10 до 500 ГПа, в то время как модуль упругости углеродного ПАН-волокна в том же диапазоне температур изменялся с 70 до 370 ГПа при меньшей скорости роста (рис. 2, а). Изменение прочностных характеристик у этих волокон имело другой характер: прочность пекового углеродного волокна монотонно увеличивалась в том же диапазоне температур – с 0,3 до 2,5 ГПа, а углеродного ПАН-волокна – с 1,7 до 4,3 ГПа при нагревании до температуры 1500 °С, а затем снижалась до 3,5 ГПа (рис. 2, б). По-видимому, в случае с углеродным ПАН-волокном при нагружении при повышенных температурах проявляются дефекты в виде пор, заложенные в процессе формования и стабилизации при начальных температурах карбонизации, в то время как у пековых углеродных волокон такие поры отсутствуют.

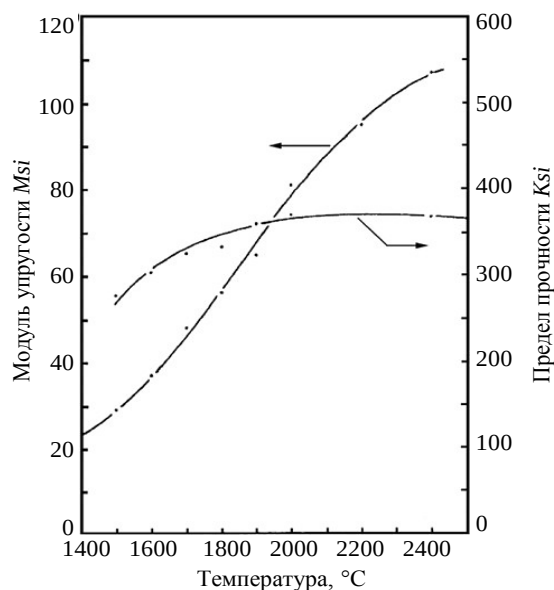


Рис. 1. Влияние температуры карбонизации и графитации на изменение модуля упругости и прочности при растяжении углеродного волокна на основе мезофазного пека (переводные коэффициенты $K_{si} = 6,895$ МПа и $M_{si} = 6995$ ГПа)

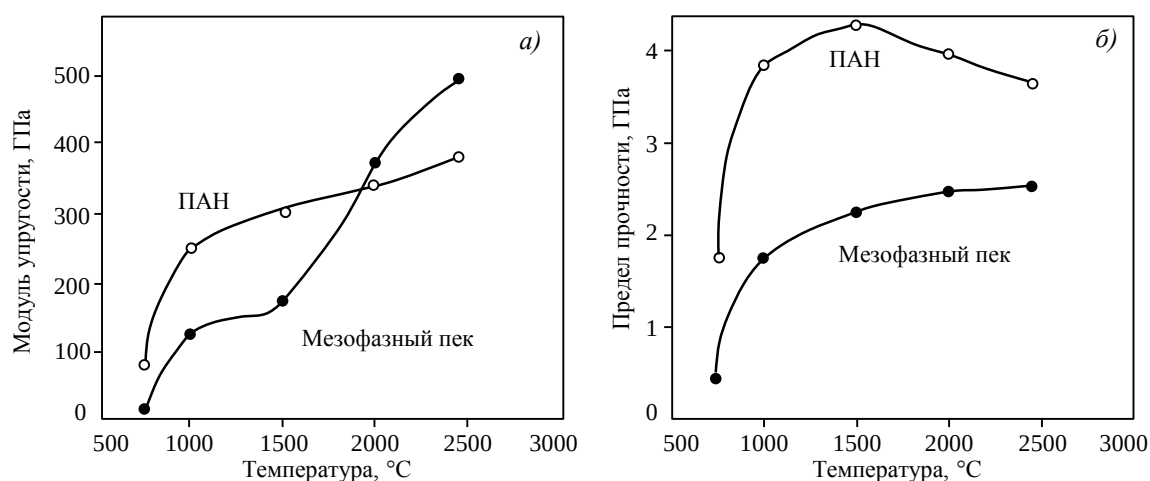


Рис. 2. Влияние температуры карбонизации на изменение модуля упругости (а) и прочность при растяжении (б) углеродных волокон на основе полиакрилонитрила (ПАН) и нефтяного мезофазного пека

Скорее всего, дефекты в виде пор и расслоений при разрыве тонких непрочных филаментов у ПАН-прекурсоров могут закладываться в процессах вытяжки волокон после формования, термоокислительной стабилизации и начальной стадии карбонизации, которые приводят к уплотнению волокон и тем самым затрудняют диффузию кислорода в объем волокна в процессе стабилизации и удаления большого количества газообразных продуктов деструкции, хотя на длинные полимерные молекулы, переходящие в графитовую структуру, это оказывает не столь значительное влияние.

Более высокая прочность ПАН-волокна по сравнению с пековыми углеродными волокнами может быть связана с тем, что в случае углеродных ПАН-волокон после стадии окисления и удаления продуктов деструкции протекает реакция цепной радикальной полимеризации с образованием большого количества прочных ковалентных связей и удлиненных молекул-филаментов, которые при вытяжке ориентируются строго вдоль оси волокна, становятся тоньше и плотнее, в результате чего прочность волокон меньшего диаметра повышается. В работе [19] приводится сравнение молекулярной массы ПАН-волокон (25000–100000 г/моль) и мезофазных пеков (1000 г/моль). Отрицательное влияние вытяжки пековых волокон на стадии их формования при получении углеродных волокон косвенно могут подтвердить результаты исследований, проведенных в работе [19].

В вышеуказанной статье обсуждается принципиальный вопрос влияния вытяжки пековых волокон в процессе формования на прочность углеродного волокна, термообработанного при температуре 2100 °С, а также процессов вытяжки во время формования, термоокислительной стабилизации, карбонизации и графитации углеродных ПАН-волокон, у которых происходит повышение прочности благодаря упорядочению структуры волокна в осевом направлении и уменьшению диаметра волокна.

Проведено также сравнение прочности восьми партий пековых углеродных волокон, полученных при формовании расплава пека на фильерах с разными диаметрами (50, 75, 100 и 150 мкм) и различной длиной капилляров, но приблизительно с одинаковыми диаметрами углеродных волокон, получаемых путем разной степени вытяжки в процессе их формования. Так, прочность у пековых волокон со степенью вытяжки 189 ± 29 % составила $1,4 \pm 0,2$ ГПа, в то время как у волокон со степенью вытяжки 14 ± 2 % прочность была $2,3 \pm 0,3$ ГПа при практически одинаковом конечном диаметре углеродных волокон (8,5 и 8,3 мкм соответственно). Авторы работы [19] это явление объясняют тем, что жидкие кристаллы-домены, имеющие первоначальный размер несколько нанометров, выравниваются только в момент прохождения через фильеру и капилляры, а в процессе дальнейшей вытяжки и температурной обработки происходит их рост и разориентация в результате затруднения их вращения, в то время как при вытяжке углеродных ПАН-волокон происходит упорядочение молекулярной структуры с повышением прочности.

Возможно, именно с необходимостью первоначальной ориентации доменов связана технология получения мезофазы путем пропускания расплавленного пека с перегретым водяным паром через длинный узкий трубчатый реактор длиной 5,24 м и диаметром 9,52 мм в течение короткого времени (от 0,1 до 10 с) при контроле температур, чтобы перевести изотропную фазу в анизотропную структуру, избежать значительного роста доменов, их разупорядочения и превращения пека в кокс [4].

Снижение доли менее вязкой изотропной фазы в пеке по сравнению с мезофазой, имеющей большую вязкость, необходимо для того, чтобы избежать процесса разориентации доменов в двух несмешивающихся средах во время формования [18]. В данной работе приведен пример быстрого роста и образования непрерывной мезофазы при температуре 500 °С.

Вышеизложенное мнение о важности значения ориентации мезофазы подтверждается результатами измерения угла отклонения углеродных доменов в направлении оси волокон с помощью Рамановской спектроскопии. Так, для углеродного волокна с меньшей прочностью, у которого степень вытяжки составила 189 ± 29 %, угол отклонения доменов составил $13,7 \pm 0,3$ градуса, а для волокна со степенью вытяжки 14 ± 2 %, имеющего бóльшую прочность, угол отклонения составил $6,6 \pm 0,1$ градуса. С другой стороны, на степень ориентации доменов вдоль оси волокна может оказывать большее влияние не вытяжка, а меньший диаметр фильеры при формовании и последующая термообработка, сопровождающаяся удалением из структуры турбостратной углеродной решетки соединений кислорода и водорода.

В работе [18] на поляризационном микроскопе и методом рентгеновской дифракции получены данные для степеней ориентации кристаллов в углеродных пековых волокнах после формования, термостабилизации, карбонизации и графитации: 84, 82, 85 и 98 %, которым соответствует прочность при растяжении 0,3; 2,2; 2,4 и 2,5 ГПа соответственно (рис. 3).

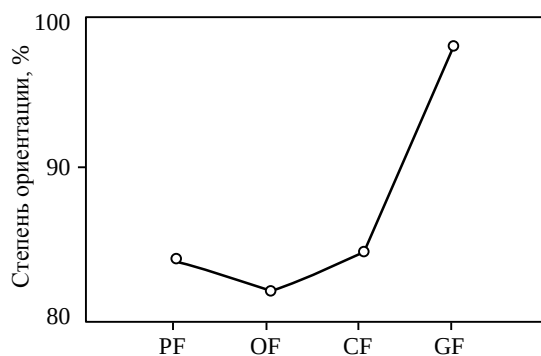


Рис. 3. Степень ориентации кристаллов в углеродном волокне на основе мезофазного пека: PF – после формования; OF – после окислительной термостабилизации; CF – после карбонизации; GF – после графитации

Авторы предыдущей работы [19] рассчитали теоретически, что если пековые мезофазные волокна будут иметь полностью упорядоченную кристаллическую структуру углеродного скелета вдоль оси, то средняя прочность на разрыв, вычисленная по восьми экспериментальным образцам, описанным ранее, с разной степенью вытяжки при одинаковом конечном диаметре, составит 5,4 ГПа при минимальном и максимальном значениях прочности 5,1 и 6,1 ГПа соответственно.

Исходя из вышеизложенного, авторы данной статьи [19] делают вывод, что для всех углеродных волокон прочность должна повышаться с уменьшением их диаметра, но для углеродных волокон на основе мезофазного пека уменьшение диаметра не должно достигаться просто путем увеличения их вытяжки во время пластического формования.

В статье [19] на сканирующем атомном силовом микроскопе AFM получены изображения трехмерной поверхности углеродных пековых волокон с разной степенью вытяжки и разной прочностью, на которых наблюдаются неровности в виде гребней и впадин, которые, по-видимому, могут являться концентраторами напряжений и снижать прочность пековых волокон при нагружении (рис. 4). Когерентная длина кристаллов у волокон с большей прочностью и меньшей степенью удлинения составляла 85 ± 2 нм, у волокон с большей степенью удлинения и меньшей прочностью: 58 ± 1 нм, а точечные поверхностные дефекты у них располагались чаще, чем у более прочных

волокон. Так, расстояние между дефектами поверхности у более прочных волокон составляло 28 ± 1 нм, а у волокон с меньшей прочностью: 23 ± 1 нм. У пековых волокон в процессе формования может не только увеличиваться угол разупорядочения кристаллов, но и могут формироваться поверхностные дефекты при увеличении температуры из-за быстрого роста размеров доменов, затрудняющих ориентацию вдоль оси волокон и контактирующих друг с другом, что и может приводить к появлению дефектов из-за некоторой их пластичности. Последующая вытяжка может несколько упорядочить горизонтальную ориентацию кристаллов решетки, но не сможет убрать дефекты. Возможно, в процессе ориентации кристаллов может иметь значение и разница в коэффициентах теплового линейного расширения, когда этот коэффициент в направлении оси волокна близок к 0, а в трансверсальном направлении составляет до $18 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

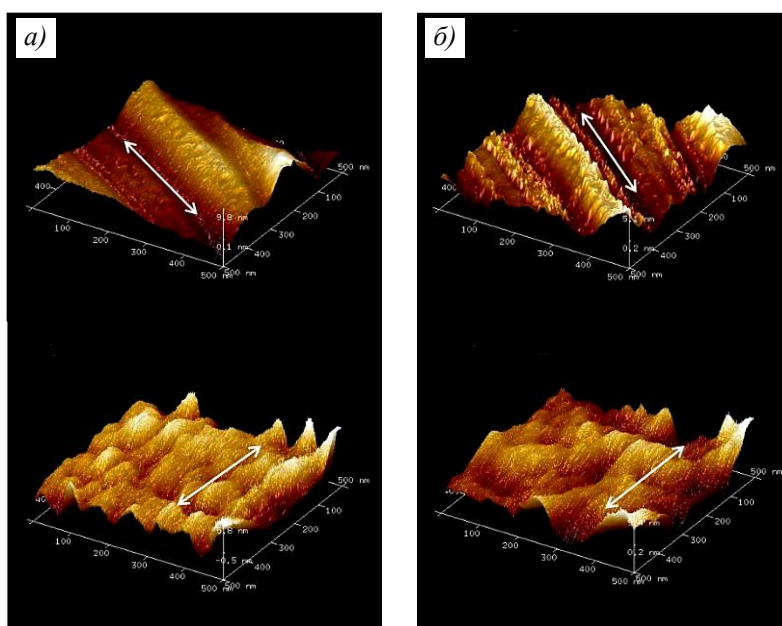


Рис. 4. Фотографии поверхностей углеродных волокон на основе нефтяных мезофазных пеков: с большей степенью вытяжки и меньшей прочностью (а) и с меньшей степенью вытяжки и большей прочностью (б), выполненные на сканирующем атомном силовом микроскопе (AFM) [16]

Анализируя приведенные результаты по структуре поверхности пекового углеродного волокна, можно сделать вывод, что волокно, имеющее в поперечном направлении радиальную структуру, в осевом направлении состоит из множества плотно соединенных через π -связи графитовых решеток, в местах соединения которых и образуются дефекты, являющиеся причиной сниженной прочности пекового волокна, несмотря на его большую плотность по сравнению с углеродным ПАН-волокном.

Несмотря на небольшое количество выделяющихся газообразных продуктов, они также могут препятствовать ориентации и соединению кристаллов углерода в идеальную графитовую решетку.

Для контроля температур и скорости нагрева с целью избежать неконтролируемого роста мезофазы, разрушения волокон и потерь углерода предлагают процесс термостабилизации проводить при температурах $300\text{--}390^\circ\text{C}$ при продолжительности от 5 до 60 мин, а процесс карбонизации – после предварительного нагрева до температур $700\text{--}900^\circ\text{C}$ в течение времени от 30 с до 5 мин, а также осуществлять далее в интервалах температур $1000\div 1500\div 1700\div 2000^\circ\text{C}$ в течение времени от 30 с до 5 мин.

Объяснение причин появления дефектов в углеродных волокнах с точки зрения ранее приведенного высказывания авторов данной статьи о затруднении диффузии кислорода в объем структуры уплотняемых волокон и удалении продуктов деструкции соединений О–Н (в случае пековых волокон) и О–Н–С–N (в случае ПАН-волокон), теряющих 50–55 % первоначальной массы при термообработке, может привести к выводу, что и в случае получения углеродного волокна из ПАН-прекурсоров, и в случае получения из пековых прекурсоров вытяжку волокон целесообразно осуществлять только после стадии карбонизации, когда процессы удаления продуктов в обоих случаях завершаются, т. е. при температурах 800–1000 °С, когда волокна еще сохраняют некоторую пластичность. Однако следует отметить, что в рассмотренных патентах и обзорных научных публикациях информация по вопросу обоснования необходимости вытяжки пековых углеродных волокон на разных стадиях их получения после формования практически отсутствует. Одновременно отмечено, что вытяжка пековых углеродных волокон практически не оказывает влияния на значения модуля упругости и электропроводности [19].

В патенте [7] и статье [20] приведена информация о том, что после вытяжки пековых углеродных волокон в процессе графитации в диапазоне температур 2000–2800 °С происходит повышение прочности с 1,73 до 2,58 ГПа, а модуля упругости – с 48 до 482,6 ГПа. В то же время приводятся результаты получения пековых углеродных волокон, имеющих прочность и модуль упругости при температуре карбонизации 1200 °С соответственно 689 МПа и 137 ГПа, а при температуре графитации 3000 °С – соответственно 2,1 ГПа и 689 ГПа без вытяжки волокон.

В работе [18] еще в 1985 г. сделан важный вывод о том, что хотя прочность углеродных волокон зависит от удлинения кристаллов, но в большей степени она зависит от наличия дефектов. Так, если удлинение будет постоянным, волокна, имеющие больший модуль упругости, должны иметь и большую прочность при минимальном содержании дефектов. Сделан вывод, что углеродные волокна на основе мезофазных пеков могут иметь более высокие значения прочности и модуля упругости при растяжении, чем углеродные ПАН-волокна, если у пековых волокон будет минимальное количество дефектов.

Обязательное требование для получения высокопрочных углеродных волокон предъявляется к отсутствию нерастворимых в пеке посторонних примесей, являющихся причиной снижения прочности, присутствие которых зависит от процессов полимеризации и конденсации [13]. С этой целью примеси извлекают из пека с помощью растворителя и проводят гидрогенизацию [20–24].

Обращает на себя внимание информация о тщательной подготовке пека, направленной на повышение содержания мезофазы с контролем ее размеров, – если содержание мезофазы составляет 85 %, то такие волокна после формования сохраняют устойчивую форму и их можно направлять на карбонизацию без процесса стабилизации в кислородсодержащей среде [19, 25].

Возможно, что существенное отличие значений прочности и модуля упругости при растяжении в пековых углеродных волокнах, приведенное в ранних патентах и публикациях, от прочностных характеристик торговых марок пековых углеродных волокон, имеющих значительно более высокие физико-технические характеристики, связано с тем, что в процессах оптимизации технологий, заявленных в патентах, были решены вопросы создания технологических условий, при которых формируется более совершенная упорядоченно-ориентированная структура углеродных доменов уже в процессе получения из расплава пековых волокон с сохранением их правильной укладки в углеродных волокнах при дальнейших высокотемпературных процессах.

По-видимому, процессы окисления пековых волокон имеют свои особенности, когда молекулы кислорода только «стягивают» и сшивают ароматические цепочки мезофазы в пековом волокне, а не «расширяют» их пространственно, как в случае длинных полимерных молекулярных ПАН-цепей, которые впоследствии надо «сжимать» путем последующего высокотемпературного дегидрирования, сопровождающегося циклизацией ароматических групп и сшиванием цепей, а также их уплотнением в результате вытяжки как при карбонизации, так и при графитации.

Заключения

Проведенный аналитический обзор научно-технической и патентной литературы показал, что в технологии получения углеродных ПАН-волокон и нефтяных мезофазных пеков существуют значительные различия не только в достигнутых свойствах (по модулю упругости, теплопроводности, электропроводности и прочности), но и в механизмах образования первоначальной структуры волокна в процессе пластического формования, окислительной термостабилизации и необходимости вытяжки волокон на разных стадиях термообработки. Вопросы вытяжки на различных стадиях термообработки в случае с пековыми волокнами мало изучены, не изучены также механизмы перехода менее вязких изотропных пеков в более вязкие анизотропные и условия роста кристаллов мезофазы; недостаточно понятны причины разного поведения тех и других углеродных волокон при определении прочности при температурах графитации и механизмы образования в них дефектов. Российскими учеными поставленные вопросы по углеродным пековым волокнам практически не обсуждаются из-за отсутствия их производства и отечественных разработок в этом направлении.

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

Список источников

1. Goncharov K., Panin Yu., Balykin M., Khmelnitsky A. High Thermal Conductive Carbon Fiber Radiators with Controlled Loop Heat Pipes // 46th International Conference on Environmental Systems (Vienna, Austria, 10–14 July, 2016). Vienna, 2016. P. 1–6.
2. Шарипов А., Будник Б., Жирнов В. Современные тенденции развития рынка углеродных волокон на основе нефтяного сырья // Нефтепереработка и нефтехимия. 2012. № 6. С. 30–34.
3. The Global Outlook for Carbon Fiber Composites: Expansion as a Result of Efficiency and Productivity. San Diego, CA, 2009. Part 3. 116 p.
4. Способ получения мезофазного пека (варианты): пат. 2708848 Рос. Федерация; заявл. 14.06.16; опубл. 11.12.19.
5. Гуляев И.Н., Павловский К.А. Высокомодульные углепластики для изделий гражданской авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 3 (121). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-95-106.
6. Колобков А.С. Полимерные композиционные материалы для различных конструкций авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 6-7 (89). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
7. High modulus, high strength carbon fibers produced from mesophase pitch: pat. 4005183 US; appl. 05.03.73; publ. 25.01.77.
8. Конкин А.А. Углеродные и другие жаростойкие волокнистые материалы. М.: Химия, 1974. 375 с.
9. Варшавский В.Я. Углеродные волокна. М.: Варшавский В.Я., 2007. 497 с.
10. Bermudez V., Lurubira S., Ogale A.A. Pith Precursor-Based Carbon Fibers // Comprehensive Composite Materials II. 2018. Vol. 1. P. 41–65.

11. Emmerich F.G. Young's modulus, thermal conductivity, electrical resistivity and coefficient of thermal expansion of mesophase pitch-based carbon fibers // *Carbon*. 2014. No. 79. P. 274–293. DOI: 10.1016/j.carbon.2014.07.068.
12. Process for producing carbon fibers from mesophase pitch: pat. 3974264 US; appl. 31.10.74; publ. 10.08.76.
13. Process for producing mesophase pitch: pat. 4026788 US; appl. 11.12.73; publ. 31.05.77.
14. Абрамов О.Н., Сидоров Д.В., Апухтина Т.Л., Храмкова В.А. Получение пекового углеродного волокна на основе нефтяного сырья // *Известия вузов. Химия и химическая технология*. 2015. Т. 58 (5). С. 86–89.
15. Лу Си Лань. Получение углеродного волокна на основе мезофазного пека: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1996. 17 с.
16. Высокотемпературная стабилизация пековых волокон при низкой концентрации окислителя: пат. 2198969 Рос. Федерация; заявл. 01.04.98; опубл. 20.02.03.
17. Diefendorf R.J. Pith precursor carbon fibers // *Comprehensive Composite Materials*. Oxford, 2000. P. 35–83. DOI: 10.1016/B0-08-042993-9/00041-3.
18. Matsumoto T. Mesophase pith and its carbon fibers // *Pure & Applied Chemistry*. 1985. Vol. 57. No. 11. P. 1553–1562. DOI: 10.1351/pac198557111553.
19. Bermudes V., Ogale A.A. Adverse effect of mesophase pith draw-down ratio on carbon fibers strength // *Carbon*. 2020. Vol. 168. P. 328–336. DOI: 10.1016/j.carbon.2020.06.062.
20. Hawthorne H.M., Baker C., Bentall R.H., Linger K.P. High Strength, high modulus graphite fibers from pith // *Nature*. 1970. No. 227. P. 946–947. DOI: 10.1038/227946a0.
21. Process for producing mesophase pitch: pat. 4017327 US; appl. 31.10.74; publ. 12.04.77.
22. Forming optically anisotropic pitches: pat. 4208267 US; appl. 05.05.78; publ. 17.06.80.
23. Starting pitches for carbon fibers: pat. 4391788 US; appl. 09.04.82; publ. 05.07.83.
24. Pitch-based carbon or graphite fiber and process for preparation thereof: pat. 4628001 US; appl. 03.04.85; publ. 09.12.86.
25. Process for producing carbon fibers from mesophase pith: pat. 3976729 US; appl. 11.12.73; publ. 24.08.76.

References

1. Goncharov K., Panin Yu., Balykin M., Khmel'nitsky A. High Thermal Conductive Carbon Fiber Radiators with Controlled Loop Heat Pipes. *46th International Conference on Environmental Systems (Vienna, Austria, 10–14 July, 2016)*. Vienna, 2016, pp. 1–6.
2. Sharipov A., Budnik B., Zhirnov V. Modern trends in the development of the market of carbon fibers based on petroleum feedstock. *Neftepererabotka i neftekhimiya*, 2012, no. 6, pp. 30–34.
3. *The Global Outlook for Carbon Fiber Composites: Expansion as a Result of Efficiency and Productivity*. San Diego, CA, 2009, Part 3, 116 p.
4. *Method for producing mesophase pitch (variants)*: pat. 2708848 Rus. Federation; appl. 14.06.16; publ. 11.12.19.
5. Gulyaev I.N., Pavlovskiy K.A. High modulus carbon plastics for civil aviation equipment (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 3 (121), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 21, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-95-106.
6. Kolobkov A.S. Polymer composite materials for various aircraft structures (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 21, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
7. *High modulus, high strength carbon fibers produced from mesophase pitch*: pat. 4005183 US; appl. 05.03.73; publ. 25.01.77.
8. Konkin A.A. *Carbon and other heat-resistant fibrous materials*. Moscow: Khimiya, 1974, 375 p.
9. Varshavsky V.Ya. *Carbon fibers*. Moscow: Varshavsky V.Ya., 2007, 497 p.
10. Bermudez V., Lurubira S., Ogale A.A. Pith Precursor-Based Carbon Fibers. *Comprehensive Composite Materials II*, 2018, vol. 1, pp. 41–65.
11. Emmerich F.G. Young's modulus, thermal conductivity, electrical resistivity and coefficient of thermal expansion of mesophase pitch-based carbon fibers. *Carbon*, 2014, no. 79, pp. 274–293. DOI: 10.1016/j.carbon.2014.07.068.

12. *Process for producing carbon fibers from mesophase pitch*: pat. 3974264 US; appl. 31.10.74; publ. 10.08.76.
13. *Process for producing mesophase pitch*: pat. 4026788 US; appl. 11.12.73; publ. 31.05.77.
14. Abramov O.N., Sidorov D.V., Apukhtina T.L., Khramkova V.A. Production of pitch carbon fiber based on petroleum feedstock. *Izvestiya vuzov. Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*, 2015, vol. 58 (5), pp. 86–89.
15. Lu Xi Lan. *Production of carbon fiber based on mesophase pitch*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.) thesis. Moscow, 1996, 17 p.
16. *High-temperature stabilization of pitch fibers at low oxidizer concentrations*: pat. 2198969 Rus. Federation; appl. 01.04.98; publ. 20.02.03.
17. Diefendorf R.J. Pitch precursor carbon fibers. *Comprehensive Composite Materials*. Oxford, 2000, pp. 35–83. DOI: 10.1016/B0-08-042993-9/00041-3.
18. Matsumoto T. Mesophase pitch and its carbon fibers. *Pure & Applied Chemistry*, 1985, vol. 57, no. 11, pp. 1553–1562. DOI: 10.1351/pac198557111553.
19. Bermudes V., Ogale A.A. Adverse effect of mesophase pitch draw-down ratio on carbon fibers strength. *Carbon*, 2020, vol. 168, pp. 328–336. DOI: 10.1016/j.carbon.2020.06.062.
20. Hawthorne H.M., Baker C., Bentall R.H., Linger K.P. High Strength, high modulus graphite fibers from pitch. *Nature*, 1970, no. 227, pp. 946–947. DOI: 10.1038/227946a0.
21. *Process for producing mesophase pitch*: pat. 4017327 US; appl. 31.10.74; publ. 12.04.77.
22. *Forming optically anisotropic pitches*: pat. 4208267 US; appl. 05.05.78; publ. 17.06.80.
23. *Starting pitches for carbon fibers*: pat. 4391788 US; appl. 09.04.82; publ. 05.07.83.
24. *Pitch-based carbon or graphite fiber and process for preparation thereof*: pat. 4628001 US; appl. 03.04.85; publ. 09.12.86.
25. *Process for producing carbon fibers from mesophase pitch*: pat. 3976729 US; appl. 11.12.73; publ. 24.08.76.

Информация об авторах

Викулин Владимир Васильевич, помощник генерального директора, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шавнев Андрей Александрович, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сидоров Денис Викторович, ведущий научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Курбаткина Елена Игоревна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пастух Екатерина Сергеевна, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Vladimir V. Vikulin, Assistant Director General, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

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

Ekaterina S. Pastukh, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.05.2025.

The article was submitted 18.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 05.05.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-61-72

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ГОРЯЧИХ ПОДФОРМОВОК ПРЕПРЕГОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ТОЛСТОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СЛОИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-АВТОКЛАВНОГО ФОРМОВАНИЯ*Т.В. Колокольцева¹, Ю.О. Попов¹, Ю.А. Гусев¹, М.Н. Усачева¹*

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

Аннотация. Рассмотрены вопросы, связанные с технологией изготовления толстостенных изделий из слоистых полимерных композиционных материалов (ПКМ) методом послойной выкладки препрегов с последующим вакуумно-автоклавным формованием. Исследовано влияние режимов горячих подформовок на изменение толщины ПКМ по показателям степени усадки и уформованности с использованием метода статистического планирования эксперимента. Установлены зависимости между выбранными факторами процесса горячей подформовки пакета и параметрами, характеризующими изменение толщины ПКМ.

Ключевые слова: углепластик, препреги, полимерные композиционные материалы, горячие подформовки, толстостенные изделия, вакуумно-автоклавное формование, планирование эксперимента

Для цитирования: Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Гусев Ю.А., Усачева М.Н. Исследование режимов горячих подформовок препрегов при изготовлении толстостенных изделий из слоистых полимерных композиционных материалов методом вакуумно-автоклавного формования // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-61-72.

Scientific article

STUDY OF PREPREG DEBULKING MODES IN THE MANUFACTURING OF THICK-WALLED PRODUCTS FROM LAYERED POLYMER COMPOSITE MATERIALS BY VACUUM-AUTOCCLAVE MOLDING METHOD*T.V. Kolokoltseva¹, Yu.O. Popov¹, Yu.A. Gusev¹, M.N. Usacheva¹*

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

Abstract. The article considers issues related to the technology of manufacturing thick-walled products from layered polymer composite materials (PCM) by layer-by-layer laying of prepregs followed by vacuum-autoclave molding. The influence of debulking modes on changes in PCM thickness, based on shrinkage and moldability, using the method of statistical experimental planning is studied. Based on the results, dependencies were established between the selected factors of the debulking process and the parameters characterizing changes in the thickness of PCM.

Keywords: carbon fiber, prepregs, polymer composite materials, debulking, thick-walled products, vacuum-autoclave molding, experimental planning

For citation: Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Gusev Yu.A., Usacheva M.N. Study of prepreg debulking modes in the manufacturing of thick-walled products from layered polymer composite materials by vacuum-autoclave molding method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-61-72.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) нашли широкое применение в конструкциях изделий авиационной техники [1–7]. Особое место занимают слоистые ПКМ на основе препрегов – композиты, структура которых образуется путем послойной выкладки заготовок с ориентацией основы наполнителя в соответствии с заданной конструктором схемой армирования, отвечающей схеме нагружения изделия.

Процесс изготовления изделий из слоистых ПКМ включает следующие последовательные операции: раскрой препрега, выкладка слоистой заготовки на оснастку, сборка технологического пакета и вакуумно-автоклавное формование.

Вакуумно-автоклавное формование деталей из ПКМ применяют для изготовления высоконагруженных изделий авиационной техники. Этот способ позволяет создать оптимальные условия для формирования монолитной беспористой структуры композита. Под воздействием равномерно распределенного по всему объему давления при оптимальном температурно-временном режиме происходят монолитизация заготовки и окончательное отверждение материала. В результате при использовании вакуумно-автоклавного формования удастся получить детали высокого качества с превосходными, прогнозируемыми физико-механическими свойствами и исключительной монолитностью [8].

Для изготовления качественных изделий из ПКМ со стабильными свойствами важны все технологические операции, которые предшествуют стадии формования. В процессе выкладки заготовки, т. е. набора на соответствующей оснастке необходимого количества слоев препрега, между слоями неизбежно остается воздух, вследствие чего толщина заготовки значительно превышает толщину отвержденного изделия [9]. Для деталей толщиной более 10–15 мм это приводит к тому, что при сборке не удастся поместить собранную заготовку в формовочную оснастку по высоте (рис. 1).

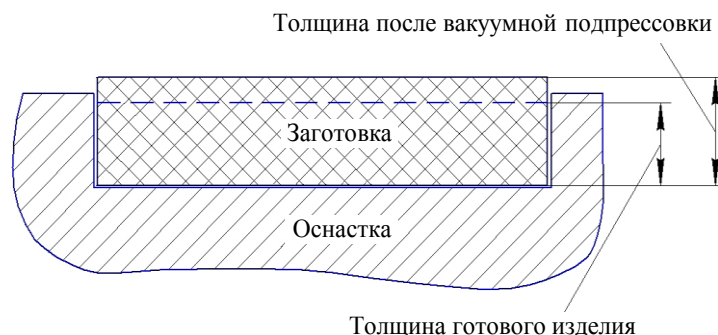


Рис. 1. Толстостенная заготовка из полимерного композиционного материала на оснастке

Формование в автоклаве без предварительного удаления воздуха из многослойной заготовки не позволяет получить бездефектные детали с минимально допустимой пористостью [10]. Кроме того, при выкладке толстостенных изделий сложной геометрической формы особенно важно, чтобы слои препрега не «зависали» в области закрытых углов, образуя мостики – перемычки, препятствующие воздействию давления при формовании. Это приводит к получению рыхлой (несплошной) пористой структуры композита, способствующей снижению уровня упруго-прочностных свойств изделия, и образованию внутренних напряжений, вызывающих коробление детали (рис. 2).

На практике в процессе выкладки слоев при изготовлении изделий для удаления воздуха используют стандартную процедуру вакуумной подформовки через каждые 3–5 слоев при комнатной температуре.

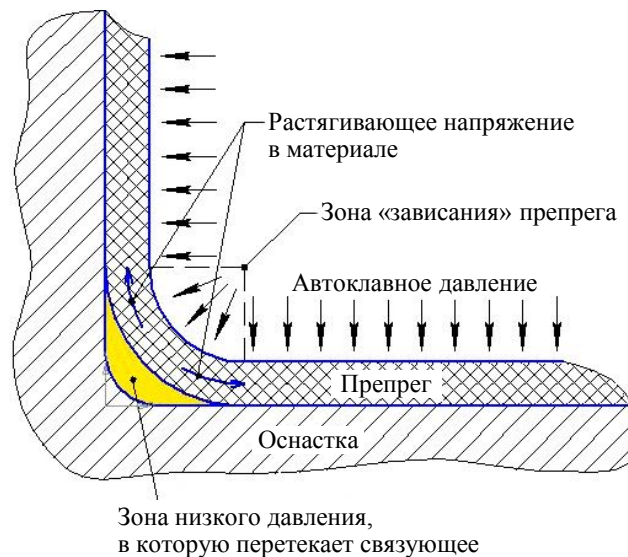


Рис. 2. «Зависание» слоев препрега в углах

Мировые производители препрегов (например, компания Hexcel Composites) рекомендуют в процессе выкладки изделий из слоистых ПКМ для эффективной консолидации слоев до формования удалять воздух с помощью вакуума (проводить вакуумные подформовки) при комнатной температуре в течение длительного времени [11]. При этом отмечено, что горячая подформовка, т. е. подогрев пакета-заготовки, и применение повышенного давления при удалении захваченного воздуха позволяют сократить продолжительность цикла подформовки и, соответственно, весь цикл изготовления изделия, что особенно эффективно при получении толстостенных деталей из ПКМ [12].

Кроме того, на практике для получения высококачественных толстостенных деталей (толщиной от 50 до 100 мм и более) производителю приходится разделять их на несколько оптимально допустимых групп слоев для проведения последовательных подформовок при повышенной температуре, вакууме и давлении. При этом уровень и продолжительность температурного воздействия, увеличивая податливость слоев препрега, не должны критически снижать жизнеспособность связующего (податливость, текучесть) для обеспечения финального процесса отверждения в автоклаве [13].

Таким образом, в каждом конкретном случае при разработке технологического процесса изготовления деталей из ПКМ необходимо предварительно проводить исследования с целью выбора оптимального режима подформовки, обеспечивающего качественную консолидацию (совмещение) слоев препрега на стадии выкладки (сборки) перед последующим формованием в автоклаве.

При решении задач прикладного материаловедения, связанных с разработкой материалов и технологий их изготовления, необходимо учитывать влияние множества различных факторов. Как правило, оптимальное сочетание факторов для достижения желаемого уровня свойств материала выбирают, используя методы поиска. Такой подход сводится к последовательному варьированию этих независимых факторов при некотором выбранном шаге и сопоставлению получаемых результатов. В случае полного перебора возможных вариантов количество опытов оказывается большим. В связи с этим при исследовании и оптимизации сложных систем наиболее эффективны методы выбора оптимальных параметров, связанные с использованием основ математической теории эксперимента, т. е. методы статистического планирования [14, 15].

Планирование эксперимента сводится к моделированию исследуемой системы, математическому описанию общих закономерностей на уровне статистических моделей и последующему их анализу.

В данной работе в качестве исследуемой системы рассматривали технологический процесс горячей подформовки многослойного пакета-заготовки, набранного из листов препрега. Задача оптимизации такого процесса сведена к поиску наилучших (оптимальных) условий проведения подформовок для обеспечения максимально возможной консолидации слоев препрега, сопровождающейся снижением толщины пакета (усадкой) за счет удаления воздуха еще до формования в автоклаве.

Цель исследования – установление достоверной зависимости между выбранными технологическими факторами процесса горячей подформовки пакета и параметрами, характеризующими изменение толщины препрега.

Материалы и методы

Для исследования влияния режимов горячих подформовок на изменение толщины многослойного пакета-заготовки выбран препрег на основе равнопрочной углеродной ткани и эпоксидного связующего с жизнеспособностью при комнатной температуре не менее 30 сут, предназначенный для изготовления изделий из ПКМ методом выкладки и последующего вакуумно-автоклавного формования.

Исследования проводили с использованием метода статистического планирования эксперимента (в соответствии с полным факторным планом ПФЭ 2³) [14].

Объектами исследований были восемь пакетов-заготовок, выложенных из 50 слоев препрега размером 120×120 мм каждый. В процессе сборки проводили промежуточное вакуумирование при комнатной температуре в течение 15 мин, после чего определяли среднее значение толщины пакета по результатам замеров в восьми точках.

Далее в автоклаве выполняли процедуру горячей подформовки в соответствии с каждым из восьми выбранных режимов. Схема сборки пакета для подформовок и последующего формования приведена на рис. 3.

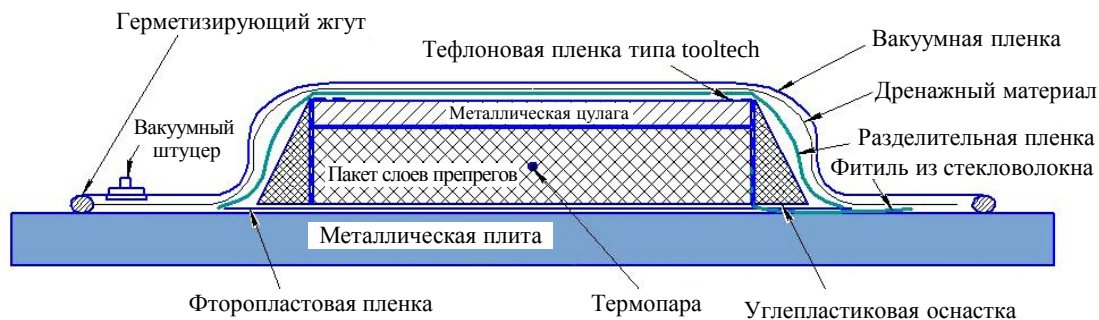


Рис. 3. Схема сборки пакета для подформовок и формования

Дополнительно собран еще один пакет (контрольный), который не подвергался подформовке.

После выполнения подформовок по различным режимам пакеты принудительно охлаждали до температуры 30–35 °С, затем замеряли их толщину в восьми точках и вычисляли среднее значение.

По результатам замеров определяли степень усадки препрега после горячей подформовки (U_c). После подформовки все пакеты, включая контрольный, помещали в автоклав, где отверждали при температуре 180 °С в течение 4 ч под давлением 0,7 МПа.

Вычисляли среднее значение толщины изготовленных плит из углепластика (по результатам замеров в восьми точках). По ГОСТ Р 56682–2015 определяли пористость (объемное содержание пор). Далее вычисляли степень уформованности до толщины отвержденной детали (U_{ϕ}) для каждого из восьми режимов.

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

Результаты и обсуждение

При переходе к экспериментальному исследованию процесса горячей подформовки с позиций математических методов, в частности планирования эксперимента, первоначальными действиями являются математическая формализация задачи конкретного исследования и сведение ее к изучению и интерпретации функций, которым соответствуют поверхности отклика. Эти поверхности отклика характеризуют в данном случае закономерности изменения параметров толщины подформованных пакетов в зависимости от технологических факторов, определяющих режим подформовки. Для математической формализации задачи необходимо выбрать независимые переменные – технологические параметры режимов подформовки, определить границы областей их изменения и выявить, какие функции отклика на эти изменения целесообразно использовать для поиска оптимального режима подформовки.

При выборе конкретных технологических факторов процесса горячей подформовки препрега, которые наиболее существенно [16] влияют на параметры степени уплотнения пакетов-заготовок, необходимо выполнить одно из важнейших требований процедуры планирования эксперимента: каждый фактор должен быть управляем, т. е. должна существовать возможность устанавливать нужное значение фактора и поддерживать его постоянным в течение опыта. При этом факторы, не являющиеся наиболее существенными для исследования, но влияющие на параметры отклика, необходимо поддерживать на постоянном уровне, чтобы снизить ошибку эксперимента. С учетом изложенного в качестве независимых факторов, которые влияют на уменьшение толщины пакета, выбраны следующие параметры режима горячей подформовки, проводимой в автоклаве: X_1 – температура T , °С; X_2 – время τ , мин; X_3 – давление P , ат.

Границы областей изменения (уровни варьирования) технологических параметров исследуемых режимов горячих подформовок представлены в табл. 1. Критерием оценки пригодности выбираемых границ являлась возможность реализовать на практике данный режим подформовки. Уровни варьирования параметра X_1 выбирали, исходя из информации о жизнеспособности исследуемого препрега при воздействии повышенных температур (в процессе переработки связующего при его синтезе и в результате разогрева при изготовлении препрега). Дополнительно исследована жизнеспособность препрега после термического старения (термообработки) в термошкафу при температуре 70 °С в течение 15 ч. Степень конверсии связующего в препреге после термического старения не превышала 10 %, что является допустимым значением для получения при последующем формовании монолитной структуры (в момент гелеобразования степень конверсии связующего достигает критического значения 30–40 %).

При выборе временных границ учитывали тот факт, что общее время проведения одной подформовки (включая процедуры нагрева и охлаждения) не должно быть чрезмерным (не более 60 мин), так как после проведения определенного количества (от 3 до 6) подформовок, необходимых для изготовления толстостенных деталей, препрег должен оставаться жизнеспособным.

Границы области изменения давления являются типовыми для проведения вакуумно-автоклавного формования.

Таблица 1

Технологические параметры исследуемых режимов горячих подформовок

Уровень варьирования	Условное обозначение уровней для X_1, X_2, X_3	Значения переменных факторов		
		Температура T , °C	Время τ , мин	Давление P , МПа
Верхний	+1	70	60	0,7
Нижний	–1	50	0*	0,3
Средний	0	60	30	0,5
Интервал	–	10	30	0,2
* Температурное воздействие ограничили нагревом до заданной в опыте температуры и последующим охлаждением.				

В табл. 1 уровни варьирования технологических факторов выражены в натуральных (T, τ, P) и нормированных (X_1, X_2, X_3) значениях. Это обусловлено тем, что при планировании эксперимента модели зависимостей принято записывать таким образом, что в качестве переменных используются не натуральные, а нормированные значения. Нормированные значения факторов вычисляли по формулам, принятым в теории планирования эксперимента [14]. Для данного случая нормированные значения вычисляли по формулам

$$X_1 = \frac{T - 60}{10}, \quad (1)$$

$$X_2 = \frac{\tau - 30}{30}, \quad (2)$$

$$X_3 = \frac{P - 5}{2}. \quad (3)$$

При планировании эксперимента исследуемые свойства принято называть функциями отклика системы и обозначать как Y_i , где i – любой показатель свойств системы.

В данной работе в качестве таких функций отклика на воздействие условий проведения подформовки рассматривали степени усадки Y_c и уформованности Y_ϕ .

Функция отклика Y_c характеризует степень усадки препрега – относительное изменение толщины пакета-заготовки после проведения горячей подформовки $t_{гп}$ в сравнении с исходной толщиной $t_{бак}$ (после вакуумирования при комнатной температуре). Эта характеристика позволила оценить эффективность горячей подформовки. Степень усадки определяли путем замера соответствующих толщин с последующим вычислением по формуле

$$Y_c = \frac{t_{бак} - t_{гп}}{t_{гп}} \cdot 100 \%. \quad (4)$$

Функция отклика Y_ϕ описывает степень уформованности – соотношение толщин отвержденного препрега $t_{отв}$ (после формования) и пакета-заготовки после горячей подформовки $t_{гп}$ (до формования). Уформованность толщины пакета-заготовки практически до толщины готового изделия оказывает значительное влияние на качество изделий из ПКМ на основе препрегов, особенно при изготовлении изделий сложной геометрической формы.

Степень уформованности рассчитывали по формуле

$$Y_{\phi} = \frac{t_{\text{отв}}}{t_{\text{гп}}} \cdot 100 \%. \quad (5)$$

При таких обозначениях задача поиска наилучших (оптимальных) условий проведения подформовок препрега в пакетах-заготовках с целью максимально возможного снижения толщины пакета и увеличения степени уформованности слоев сведена к исследованию и решению линейных уравнений

$$Y_c = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3, \quad (6)$$

$$Y_{\phi} = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3, \quad (7)$$

где b_0, b_1, b_2, b_3 – коэффициенты регрессии, рассчитываемые для каждой функции отклика отдельно.

По имевшимся предварительным данным можно было предположить, что в указанной области изменения T, τ и P обе функции отклика носят линейный характер.

Выбран полный факторный план (ПФЭ 2^3) [14], предполагающий реализацию экспериментов со всеми возможными комбинациями трех параметров процесса подформовки препрега – температуры T , времени τ и давления P .

Матрица плана исследования процесса горячих подформовок и результаты опытов (средние значения откликов), полученные после проведения всех технологических процедур (промежуточное вакуумирование пакетов-заготовок при комнатной температуре, горячие подформовки и последующее формование в автоклаве), приведены в табл. 2. Каждая строка матрицы плана (опыт плана) соответствует определенному режиму подформовки. Представлены как нормированные, так и натуральные значения независимых переменных.

Таблица 2

Полный факторный эксперимент ПФЭ 2^3

Условный номер опыта	Матрица плана ПФЭ 2^3			Значения параметров режимов подформовок			Отклики	
	X_1	X_2	X_3	Температура T , °C	Время τ , мин	Давление P , МПа	Степень усадки Y_c , %	Степень уформованности Y_{ϕ} , %
1	–	–	–	50	0	0,3	14,61	90,34
2	+	–	–	70	0	0,3	18,25	96,91
3	–	+	–	50	60	0,3	15,73	94,14
4	+	+	–	70	60	0,3	20,18	98,55
5	–	–	+	50	0	0,7	14,37	92,00
6	+	–	+	70	0	0,7	21,04	98,84
7	–	+	+	50	60	0,7	19,84	98,06
8	+	+	+	70	60	0,7	19,74	98,36

Предварительный анализ данных табл. 2 показал, что область изменения параметров режима подформовки (T, τ и P) для решения поставленных задач выбрана верно, так как отклики Y_c и Y_{ϕ} существенно зависят от режима. В зависимости от величин независимых параметров значения Y_c менялись в пределах от 14 до 21 %, Y_{ϕ} – от 90 до 98 %.

Следует отметить, что пористость исследуемых восьми образцов после отверждения в автоклаве была незначительна (от 0,4 до 0,6 %), что позволяет сделать вывод об эффективности процесса горячей подформовки с целью удаления воздуха между

слоями при выкладке препрега. При этом пористость в контрольном образце, не подвергнутом подформовке, составила 1,56 %.

Проведенные по плану исследования позволили перейти к расчету моделей. Коэффициенты регрессии определены с использованием математического аппарата регрессионного анализа [14] по формулам

$$b_0 = \frac{\sum_{i=1}^N \bar{Y}_{mi}}{N}, \quad (8)$$

$$b_j = \frac{\sum_{i=1}^N \bar{Y}_{mi} X_{ji}}{N}, \quad (9)$$

где N – число точек плана; $\bar{Y}_{mi}$ – среднее по m повторным опытам значение исследуемой функции в i -той точке плана; $j = 1, 2, 3$ – индексы переменных.

По формулам (8) и (9) получены следующие адекватные линейные модели искомым зависимостей

$$Y_c = 17,97 + 1,83X_1 + 0,90X_2 + 0,79X_3, \quad (10)$$

$$Y_\phi = 95,90 + 2,26X_1 + 1,38X_2 + 0,91X_3. \quad (11)$$

Анализ моделей по величине коэффициентов регрессии при соответствующих параметрах X_1 , X_2 и X_3 показал, что наиболее значимое влияние в пределах исследуемой области на степени усадки и уформованности оказывает температура, меньшее влияние – время и давление. Определить вклад каждого фактора, несмотря на их физическое различие и различие в размерности, можно благодаря тому, что в уравнения (10) и (11) они включены в нормированном виде, как множители X_1 , X_2 и X_3 . Свободный член в уравнениях (соответственно 17,97 и 95,9) определяет среднее значение показателей Y_c и Y_ϕ в границах исследуемой области. При варьировании значений X_1 , X_2 и X_3 в рамках опытов от -1 до $+1$ значения Y_c и Y_ϕ будут меняться соответствующим образом от минимальных до максимальных.

Полученным функциям отклика Y_c и Y_ϕ соответствуют поверхности отклика. Они описывают закономерности влияния параметров режима подформовки (T , τ и P) на отклики «усадка» и «уформованность». Если задать одной из независимых переменных некоторое постоянное значение (например, проводить подформовки при давлении 0,7 МПа, т. е. при $X_3 = 1$), то в трехмерной системе координат (X_1 , X_2 , Y_c и X_1 , X_2 , Y_ϕ) получится поверхность отклика, которую можно рассечь системой плоскостей $Y_c = \text{const}$ и $Y_\phi = \text{const}$ соответственно. Линии пересечения затем можно спроецировать на плоскости X_1X_2 . Таким образом, получится совокупность линий, которые называют линиями уровня.

На рис. 4 представлена графическая интерпретация зависимостей, позволяющая определить оптимальные режимы подформовок для поставленных задач.

Эти модели однозначно связывают отклики с параметрами режима подформовки и позволяют относительно просто решать так называемые прямые и обратные задачи, связанные с поиском оптимальных условий проведения подформовки.

Для прямой задачи для назначенных (приемлемых, допустимых, желательных) в конкретном технологическом процессе величин параметров T , ρ и τ рассчитывают ожидаемые Y_c и Y_ϕ .

Для проверки адекватности моделей выбран следующий режим горячей подформовки: температура $T = 60$ °С, время $\tau = 30$ мин, давление $P = 0,5$ МПа.

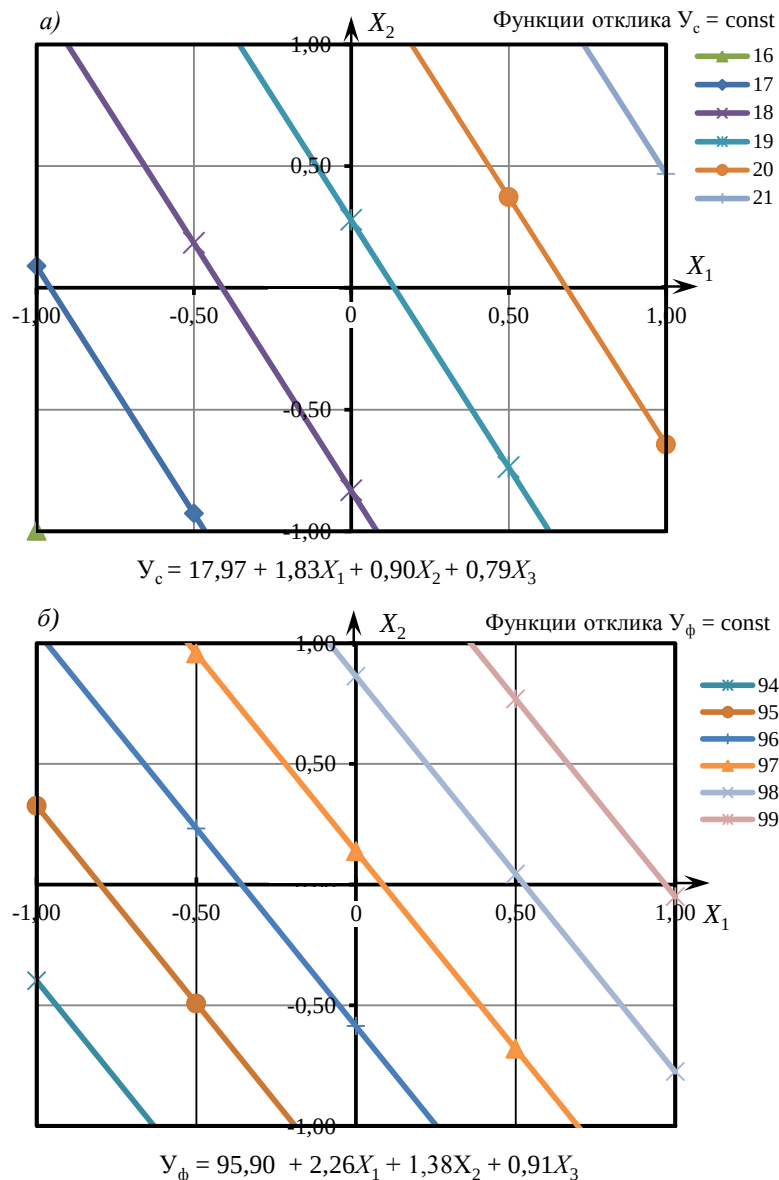


Рис. 4. Графическая интерпретация откликов «усадка» (Y_c) (а) и «уформованность» (Y_ϕ) (б)

По выбранному режиму проведены соответствующие процедуры подформовки и последующего формования пакета-заготовки, определены фактические значения величин Y_c и Y_ϕ , которые сравнили со значениями, вычисленными по формулам (10) и (11). По результатам эксперимента фактические значения ($Y_c = 17,56 \%$, $Y_\phi = 96,3 \%$) незначительно отличаются от расчетных ($Y_c = 17,97 \%$, $Y_\phi = 95,9 \%$).

При обратной задаче для назначенных (заданных) в конкретном технологическом процессе величин Y_c и Y_ϕ определяются оптимальные значения параметров T , P и τ . Например, для формования детали сложной пространственной формы переменного сечения толщиной от 50 до 100 мм и более требуется обеспечить эффективное удаление воздуха из пакета-заготовки и плотную упаковку (почти до толщины отформованного изделия) слоев препрега для получения монолитного, беспористого материала. Для решения этой задачи степень усадки Y_c должна быть максимальной, а степень уформованности Y_ϕ стремиться к 97–98 %. Параметры оптимального режима процесса (T , P и τ) можно получить путем расчета с использованием зависимостей (10) и (11) или графиков. Например, задавая приемлемые для конкретного производства значения

давления ($P = 0,6$ МПа) и времени ($\tau = 45$ мин) можно определить значение температуры ($T = 60\text{--}65$ °С) для получения заданной степени уформованности. При этом степень усадки составит 19–20 %.

Заключения

Исследовано влияние режимов горячих подформовок многослойного пакета-заготовки из препрега на основе эпоксидного связующего и равнопрочной углеродной ткани на изменение толщины по показателям U_c и U_ϕ .

Исследования проводили с использованием метода статистического планирования эксперимента. В качестве независимых факторов X_1 , X_2 и X_3 , влияющих на снижение толщины пакета, выбраны следующие параметры режима горячей подформовки, проводимой в автоклаве: температура T , продолжительность τ и давление P . В качестве функций отклика исследуемой системы рассматривали U_c и U_ϕ . Выбран полный факторный план (ПФЭ 2^3), предполагающий реализацию экспериментов со всеми возможными комбинациями уровней исследуемых факторов процесса подформовки препрега (T , τ и P).

По результатам исследований, проведенных по плану, расчетным путем с использованием математического аппарата регрессионного анализа определены адекватные линейные модели искомых зависимостей.

Анализ моделей по величине коэффициентов регрессии при соответствующих параметрах (T , τ и P) показал, что наиболее значимое влияние в пределах исследуемой области на степени усадки и уформованности оказывает температура, меньшее влияние – время и давление.

Представлена графическая интерпретация зависимостей в трехмерной системе координат (X_1 , X_2 , U_c и X_1 , X_2 , U_ϕ), позволяющая определить оптимальные для поставленных задач режимы подформовок.

Приведены примеры возможного использования полученных моделей при решении прямых и обратных задач.

Данный метод статистического планирования эксперимента при изготовлении толстостенных деталей получил положительный отклик при применении в технологических условиях.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
2. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
3. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2–6.
4. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение терморепактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-23.
5. 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). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.

6. 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). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
7. Ткачук А.И., Терехов И.В., Гуревич Я.М., Кудрявцева А.Н. Применение бисмалеимидного связующего марки ВСТ-57 для получения теплостойких размеростабильных оснасток из полимерных композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 32–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-32-40.
8. Тимошков П.Н., Хрульков А.В., Усачева М.Н., Пурвин К.Э. Технологические особенности изготовления толстостенных деталей из ПКМ (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2019. № 3 (75). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-61-67.
9. Kardos J., Dudukovic M.P., Dave R. Void growth and resin transport during processing of thermosetting-matrix composites // *Advances in Polymer Science*. 1980. Vol. 80. P. 101–123.
10. Дмитриенко Ю.И., Захарова Ю.В., Сборщиков С.В. Моделирование процесса отверждения толстостенных конструкций из полимерных композиционных материалов // *Инновационная наука*. 2016. № 12–4. С. 31–36.
11. Hexcel. HexPly Prepreg Technology. URL: https://www.hexcel.com/user_area/content_media/raw/Prepreg_Technology.pdf (дата обращения: 30.01.2025).
12. Zweben C.H., Beaumont P.W.R. Comprehensive composite materials II: in 8 vol. Amsterdam: Elsevier, 2018. Vol. 2. 4288 p.
13. Seon G., Nikishkov Yu., Makeev A. A numerical method based on pore-pressure cohesive zone modeling for simulation of debulking in resin-saturated composite prepregs // *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2022. Is. 12. Vol. 123. P. 2791–2813.
14. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 279 с.
15. Khoun L., Centea T., Hubert P. Characterization methodology of thermoset resins for the processing of composite materials – case study: CYCOM 890RTM epoxy resin // *Journal of Composite Material*. 2010. Vol. 44. P. 1397–1415.
16. Liu D.S.-C., Hubert P. Bulk factor characterization of heated debulked autoclave and out-of-autoclave carbon fibre prepregs // *Composites. Part B*. 2019. Vol. 219. P. 1–16.

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. Kablov E.N. The Role of Fundamental Research in the Creation of Next-Generation Materials. *Reports XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
3. Kablov E.N. The Present and Future of Additive Technologies. *Metally Evrazii*, 2017, no. 1, pp. 2–6.
4. Tkachuk A.I., Donetsky K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 03. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-23.
5. 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), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 21, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-82-92.
6. 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), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 15, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

7. Tkachuk A.I., Terekhov I.V., Gurevich Ya.M., Kudryavtseva A.N. Application of bismaleimide VST-57 binder for obtaining heat-resistant dimensionally stable molds from polymer composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 32–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-32-40.
8. Timoshkov P.N., Khrulkov A.V., Usacheva M.N., Purvin K.E. Technological features of the manufacture of thick-walled parts of the PCM (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-61-67.
9. Kardos J., Dudukovic M.P., Dave R. Void growth and resin transport during processing of thermosetting-matrix composites. *Advances in Polymer Science*, 1980, vol. 80, pp. 101–123.
10. Dmitrienko Yu.I., Zakharova Yu.V., Sborshchikov S.V. Modeling the curing process of thick-walled structures made of polymer composite materials. *Innovatsionnaya nauka*, 2016, no. 12–4, pp. 31–36.
11. *Hexcel. HexPly Prepreg Technology*. Available at: https://www.hexcel.com/user_area/content_media/raw/Prepreg_Technology.pdf (accessed: January 30, 2025).
12. Zweben C.H., Beaumont P.W.R. *Comprehensive composite materials II*: in 8 vol. Amsterdam: Elsevier, 2018, vol. 2, 4288 p.
13. Seon G., Nikishkov Yu., Makeev A. A numerical method based on pore-pressure cohesive zone modeling for simulation of debulking in resin-saturated composite prepregs. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 2022, is. 12, vol. 123, pp. 2791–2813.
14. Adler Yu.P., Markova E.V., Granovsky Yu.V. *Experimental planning in the search for optimal conditions*. Moscow: Nauka, 1976, 279 p.
15. Khoun L., Centea T., Hubert P. Characterization methodology of thermoset resins for the processing of composite materials – case study: CYCOM 890RTM epoxy resin. *Journal of Composite Material*, 2010, vol. 44, pp. 1397–1415.
16. Liu D.S.-C., Hubert P. Bulk factor characterization of heated debulked autoclave and out-of-autoclave carbon fibre prepregs. *Composites. Part B*, 2019, vol. 219, pp. 1–16.

Информация об авторах

Колокольцева Татьяна Вениаминовна, ведущий инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Попов Юрий Олегович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гусев Юрий Андреевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Усачева Мария Николаевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Tatiana V. Kolokoltseva, Leading Engineer-technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yuri O. Popov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Maria N. Usacheva, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 16.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 23.04.2025.
The article was submitted 16.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 23.04.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-73-85

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВАКУУМНОГО ФОРМОВАНИЯ ПРЕПРЕГОВ И СЕМИПРЕГОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СРЕДСТВ РЕАБИЛИТАЦИИ ИНВАЛИДОВ

К.И. Донецкий¹, Р.Ю. Караваев¹, А.Д. Грачева¹, И.В. Стретьячук², М.Ф.М. Шеббо³

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

²Общество с ограниченной ответственностью «Научно-производственная фирма Орто-Космос», Мытищи, Московская обл., Россия; info@orto-kosmos.ru

³Общество с ограниченной ответственностью «Анатомикс Бионическая Лаборатория», Москва, Россия; filipp.shebbo@antmx.ru

Аннотация. Методы переработки полимерных композиционных материалов безавтоклавным формованием в связи со все более широким их применением в самых разнообразных областях промышленности, в первую очередь гражданских, становятся востребованными и актуальными благодаря низкой стоимости и простоте аппаратного оснащения. Актуальной областью применения полимерных композиционных материалов является производство средств реабилитации инвалидов, в частности элементов модулей повседневных и беговых стоп, для изготовления которых в настоящее время используются материалы импортного производства.

Ключевые слова: препрег, семипрег, вакуумное формование, связующее, технологический пакет, вакуумирование, пропитка, полимерные композиционные материалы, средства реабилитации инвалидов

Для цитирования: Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Грачева А.Д., Стретьячук И.В., Шеббо М.Ф.М. Оценка возможности применения технологии вакуумного формования препрегов и семипрегов для изготовления средств реабилитации инвалидов // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-73-85.

Scientific article

EVALUATION OF THE POSSIBILITY OF USING VACUUM FORMING TECHNOLOGY OF PREPREGS AND SEMIPREGS FOR THE PRODUCTION OF REHABILITATION EQUIPMENT FOR THE DISABLED

K.I. Donetskiy¹, R.Yu. Karavaev¹, A.D. Gracheva¹, I.V. Stretyachuk², M.F.M. Shebbo³

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

²Limited Liability Company «Scientific and Production Firm Ortho-Cosmos», Mytishchi, Moscow region, Russia; info@orto-kosmos.ru

³Limited Liability Company «ANATOMIKS», Moscow, Russia; filipp.shebbo@antmx.ru

Abstract. Due to their increasing use in a wide variety of industries, primarily civil ones, polymer composite materials processed using non-autoclave molding are becoming increasingly popular due to their low cost and simple equipment. A current application of polymer composite materials is the manufacture of rehabilitation equipment for the disabled and, in particular, components of everyday and running foot modules, which are currently manufactured using imported materials.

Keywords: prepreg, semipreg, vacuum forming, binder, process package, vacuum treatment, impregnation, polymer composite materials, rehabilitation equipment for the disabled

For citation: Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu., Gracheva A.D., Stretyachuk I.V., Shebbo M.F.M. Evaluation of the possibility of using vacuum forming technology of prepregs and semipregs for the production of rehabilitation equipment for the disabled. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-73-85.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ), выполненные с использованием препреговых технологий, широко используются в таких традиционных областях, как аэрокосмическая, машиностроительная, специальная и автомобильная промышленность [1–3]. Вместе с этим увеличение потребности в новых экономичных и экономически целесообразных изделиях как в авиационной, так и в иных высокотехнологичных отраслях промышленности вызывает необходимость постоянного обновления как самих материалов для этих изделий, так и технологий их изготовления [4, 5].

Благодаря отличным весовым и физико-механическим характеристикам ПКМ, изготовленные с использованием препреговых технологий, можно использовать для замены металлических сплавов [6, 7]. Однако все более актуальный запрос потребителей на высокую энергоэффективность технологических процессов и снижение стоимости требует поиска новых технологий переработки материалов. Особенно это заметно в гражданских областях промышленности, где важна экономическая эффективность изготовления продукции, что является одним из основных стимулирующих факторов их развития.

Таким способом стал вакуумный процесс формования с использованием препрегов или семипрегов (предварительно полностью или частично пропитанных связующим полуфабрикатов на основе тканых наполнителей или однонаправленных жгутов).

Замена энергоемкой технологии автоклавного формования на дешевую и простую технологию с низкими капиталовложениями позволила изготавливать конструкции практически без ограничений размеров получаемых изделий, которые налагает использование автоклава, и существенно сэкономить как на дорогостоящем оборудовании, так и на стоимости проведения самого процесса производства изделий. Как показано в работах [8–10], переход на новый способ изготовления не приводит к снижению уровня свойств изделий относительно традиционного автоклавного метода и практически гарантирует получение высокопрочных материалов. Зарубежные разработчики и производители материалов поставляют заказчикам как препреги для безавтоклавного формования, так и семипреги [11, 12].

Основными разработчиками технологий и производителями на мировом рынке препрегов являются компании Mitsubishi Rayon Co. Ltd, Teijin Limited, Toray Industries Inc., Hexcel Corporation, Gurit Holding AG, Royal Tencate N.V., SGL Group и др. В России производством препрегов с использованием различных типов наполнителей занимаются НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, АО «Препрег-СКМ» и ООО «Итекма».

Кроме основных зарекомендовавших себя потребителей ПКМ (авиационная промышленность, машино- и судостроение, изготовление специальной техники и др.), такие материалы все чаще применяют производители средств реабилитации инвалидов (протезов и ортезов) по тем же основным причинам – уникальное сочетание прочностных и отличных весовых характеристик.

На рынке РФ в настоящее время широко представлены изделия импортных разработчиков и производителей, таких как компании Ottobock (Германия), Össur (Исландия), Orliman (Испания) (рис. 1) и др., а для изготовления отечественных средств реабилитации инвалидов чаще всего используют материалы импортного производства (европейские и китайские).



Рис. 1. Модули стоп зарубежного производства, используемые в России

Методы изготовления таких изделий разнообразны и включают как автоклавное, так и неавтоклавное формование с применением предлагаемых на рынке ПКМ и самостоятельным изготовлением слоистых материалов из углеродной ткани и различных смол.

Вследствие введения антироссийских санкций некоторые зарубежные производители модулей или прекратили поставки, или значительно увеличили их сроки. В связи с этим актуальной стала разработка отечественных модулей. Наряду со все еще доступными на отечественном рынке импортными модулями стали появляться отечественные разработки модулей стопы с различными функциональными характеристиками, предназначенные для пациентов различного уровня двигательной активности, в том числе модули стоп для занятий спортом. Новые конструкции модулей продолжает создавать один из основных отечественных разработчиков и производителей – ООО «Анатомикс Бионическая Лаборатория» (рис. 2).



Рис. 2. Образцы модулей стоп, разработанных и произведенных ООО «Анатомикс Бионическая Лаборатория»

В части изготовления индивидуальных изделий из ПКМ также появляются новые разработки. Например, НПФ «Орто-Космос» начала изготовление индивидуальных ортезов на голень (рис. 3). Но, к сожалению, расширение области их применения тормозится высокой стоимостью изделия, которая определяется в том числе высокой стоимостью используемых в производстве материалов, в частности препрегов.



Рис. 3. Образцы индивидуальных ортезов на голень и колено, разработанных и произведенных НПФ «Орто-Космос»

Материалы и методы

Как отмечено ранее, в качестве материалов для оценки применимости процесса вакуумного формования для изготовления средств реабилитации инвалидов выбраны разработанные в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ препрег ВКУ-39/ВТкУ-2.200 и семипреги марок ВКУ-69 и ВКУ-69/ВТкУ-2.200. Геометрические параметры экспериментальной конструкции и несколько вариантов опытной алюминиевой оснастки для ее изготовления предоставило ООО «Анатомикс Бионическая Лаборатория» (рис. 4).

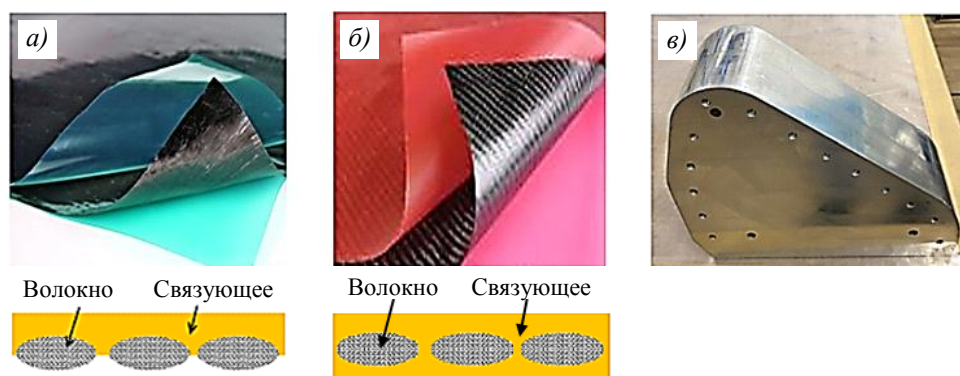


Рис. 4. Семипрег (а), препрег (б) и оснастка для формования полимерного композиционного материала (в)

Основное отличие семипрега от препрега заключается в наличии свободного не-пропитанного дренажного слоя тканого наполнителя.

Для изготовления указанных материалов используется равнопрочная ткань марки ВТкУ-2.200 (препрег ВКУ-39/ВТкУ-2.200, семипрег ВКУ-69/ВТкУ-2.200), однонаправленная – марки ВТкУ-3 (семипрег марки ВКУ-69) и расплавные эпоксидные связующие разработки и производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ марок ВСЭ-1212 и ВСЭ-68 [13–15], свойства которых приведены в табл. 1.

Связующее ВСЭ-1212 имеет более высокие прочностные характеристики благодаря наличию термопластичной составляющей. С другой стороны, именно наличие термопласта приводит к увеличению вязкости связующего при температуре переработки, что не затрудняет формовку материала в автоклаве, но может создать дополнительные ограничения при вакуумном формовании.

Таблица 1

Свойства расплавных эпоксидных связующих марок ВСЭ-1212 и ВСЭ-68

Показатель	Значения показателей для связующих	
	ВСЭ-1212	ВСЭ-68
Максимальная температура отверждения, °С	180	180
Температура стеклования T_{gdry} , °С	187	193
Вязкость связующего в семипреге при температуре переработки 100 °С, Па·с	18	10
Предел прочности, МПа: при изгибе при растяжении	140 90	137 79
Степень отверждения при температуре 180 °С, %	99	99

Необходимо отметить, что данные материалы имеют максимальную температуру отверждения 180 °С и разработаны для изготовления средне- и высокопрочных конструкций с максимальной температурой эксплуатации 120 °С. Цель данной работы – определение возможности применения технологии вакуумного формования препрегов для изготовления средств реабилитации инвалидов. Для подобных изделий такая высокая рабочая температура не является актуальной. Кроме того, высокая температура отверждения приводит к дополнительной излишней энергонасыщенности процесса переработки препрега, что также не является необходимым для предполагаемой области применения изделий из этого материала. Из практики известно, что температура переработки материалов до 120–130 °С является «удобной» для потребителя, одновременно обеспечивает высокий уровень физико-механических свойств ПКМ и снижает энергопотребление технологического процесса. Соответственно, для развития данного направления целесообразно подобрать или разработать материалы для вакуумного формования именно в этой температурной области переработки и эксплуатации.

Основные свойства использованных в работе материалов (препрега и семипрегов) приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Свойства препрега марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200
и семипрегов марок ВКУ-69, ВКУ-69/ВТкУ-2.200**

Показатель	Значения показателей для материала		
	ВКУ-39/ВТкУ-2.200	ВКУ-69	ВКУ-69/ВТкУ-2.200
Массовая доля связующего, %	36	34	35
Поверхностная плотность, г/м ²	315	310	315
Толщина монослоя углепластика, мм	0,22	0,2	0,2
Температура стеклования, °С	185	190	190
Плотность углепластика, г/см ³	1,56	1,52	1,56
Предел прочности углепластика (для вакуумного формования), МПа: при растяжении при изгибе при сжатии	915 1000 785	2120 1470 1040	780 925 620

В работе использована технология вакуумного формования препрегов, позволяющая обеспечить получение высококачественных изделий из ПКМ с гораздо меньшими энергозатратами и высокой экономической эффективностью за счет более низкой стоимости оборудования относительно традиционного и привычного автоклавного формования. Кроме того, необходимо помнить, что автоклав является устройством, относящимся к опасным производственным объектам, что подразумевает организацию рабочего места и проведение специализированных мероприятий по осуществлению производственного контроля за безопасной эксплуатацией оборудования, работающего под избыточным давлением, в соответствии с требованиями Ростехнадзора [16].

Организация процесса вакуумного формования препрегов отличается простотой и требует минимального оснащения специализированным оборудованием (термошкаф, обеспечивающий необходимый уровень температуры для отверждения используемого в препреге (семипреге) связующего, и вакуумный насос достаточной мощности для дегазации воздушной фазы из технологического пакета). Материалы для сборки технологического пакета являются стандартными для организации процесса вакуумного формования при таких уровнях температур и вполне доступны на рынке РФ.

Сборка технологического пакета должна обеспечить первоначально оптимальную схему отвода воздушной фазы путем укладки жертвенной ткани и дренажа в соответствии с геометрическими параметрами получаемого изделия. При сборке пакета необходимо учитывать возможные ограничения оттока связующего из слоев препрега для исключения «пересушки» получаемого ПКМ [17, 18].

В работе [19] показано, что в случае оптимальной организации процесса изготовления ПКМ безавтоклавным формованием препрега реально получать изделия с физико-механическими свойствами, приближенными к свойствам «автоклавного» аналога. Использование семипрега при этом методе формования в еще большей степени упрощает сам подход к получению низкопористого материала (так как наличие пор в первую очередь определяет механические характеристики материала) – присутствие непропитанного фрагмента тканого наполнителя обеспечивает облегченную дегазацию летучих компонентов и более короткое время вакуумирования в сравнении с препреговым аналогом [20–22].

Результаты и обсуждение

В процессе оценки возможности применения технологии вакуумного формования препрегов для изготовления средств реабилитации инвалидов, в частности конструктивно-подобного элемента (КПЭ) фрагмента модуля стопы, использованы семипреги и препрег на основе углеродных наполнителей.

С учетом более быстрого и простого проведения процесса вакуумирования семипрегов экспериментальные работы начаты именно с этих материалов. В КПЭ изделия использовано чередование слоев армирующего наполнителя: в качестве внешних покровных слоев применен семипрег на основе равнопрочной ткани, в качестве основных внутренних – на основе однонаправленного наполнителя.

С учетом разнотолщинности изделия проведен раскрой семипрега на необходимое количество фрагментов различной длины при фиксированной ширине выкладываемого материала (рис. 5).



Рис. 5. Раскрой семипрегов перед выкладкой на формообразующую оснастку

На рис. 6 приведены изображения процесса подготовки технологического вакуумного пакета с использованием семипрегов на основе как равнопрочной ткани, так и однонаправленного наполнителя.



Рис. 6. Изготовление конструктивно-подобного элемента фрагмента модуля стопы с использованием семипрегов: *а* – сборка слоев наполнителя на оснастке; *б* – организация вакуумирования и отвода летучих компонентов в вакуумном пакете; *в*, *г* – размещение жертвенной ткани для обеспечения вакуумирования; *д* – изделие после торцовки; *е* – послойное чередование равнопрочных и однонаправленных слоев семипрегов

Как указано ранее, при изготовлении ПКМ с использованием процесса безавтоклавного формования исключительно важны максимальное удаление воздушной фазы из технологического пакета и, соответственно, грамотная организация его сборки для газоотведения по всей площади выложенного углеродного материала. В случае использования семипрега ситуация упрощается за счет наличия в монослое материала сухой,

не пропитанной связующим составляющей тканого наполнителя (рис. 4). Выкладка жертвенной ткани и дренажного материала дополнялась размещением в сборке сухого стекловолокна, которое дополнительно обеспечивало на этапе вакуумирования отвод воздушной фазы из технологического пакета.

Отверждение семипрегов проводили по ранее отработанному ступенчатому режиму с максимальной температурой нагрева 180 °С [8]. Необходимо отметить, что важным фактором, влияющим на качество изготовления детали, является точный контроль температуры в процессе отверждения материала, в частности проведение прогрева с учетом данных не только термопары термошкафа, но и термопары, размещенной на оснастке. Такой дополнительный контроль тем более является актуальным в случае использования массивной металлической оснастки с высокой теплоемкостью, время прогрева и, соответственно, реальная температура которой значительно отличаются от показателей термопары шкафа.

В результате проведенного подбора оптимальной схемы дегазации вакуумного технологического пакета получен образец КПЭ. После торцовки образца проведен ультразвуковой контроль эхоимпульсным методом в ручном режиме с целью оценки сплошности материала на межслойные расслоения и иные дефекты. Показано, что в плоских частях КПЭ фрагмента модуля стопы отсутствуют дефекты и расслоения (рис. 7).

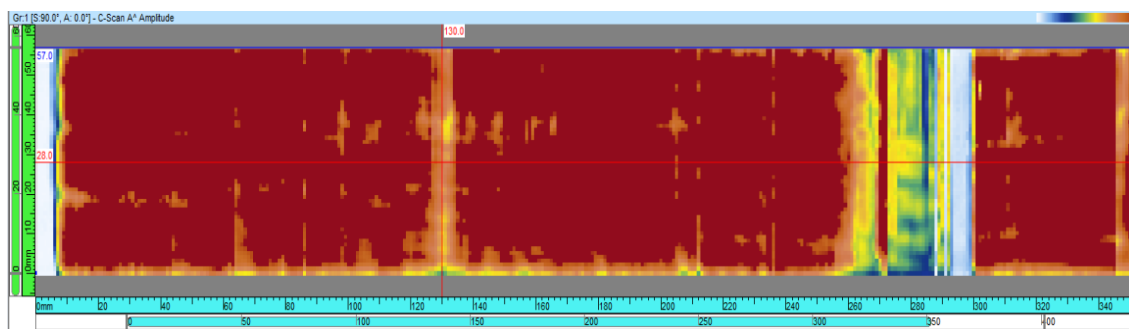


Рис. 7. Изображение C-скана образца углепластика конструктивно-подобного элемента фрагмента модуля стопы, изготовленного с использованием семипрегов

В зонах перегиба изделия, полученного данным способом, проведение оценки затруднительно, поскольку используемый датчик ультразвукового контроля не обеспечивал полного контакта с поверхностью исследуемой пластины, в этих зонах фрагменты изображения окрашены в другой цвет. Для корректного и полного определения качества изготовления КПЭ сложной формы необходимо использовать иные способы контроля, например рентгеновскую компьютерную томографию, результаты которой не зависят от кривизны поверхности исследуемого образца. Однако в данном случае цель подробного исследования КПЭ не ставилась, полученный результат подтвердил бездефектность и сплошность материала в изученных зонах.

Аналогичным образом проведена работа по изготовлению КПЭ фрагмента модуля стопы из препрега вакуумным формованием. В данном случае использован только один материал на основе равнопрочной углеродной ткани, который раскроен на необходимое количество фрагментов различной длины при фиксированной ширине. В качестве оснастки применяли менее материалоемкий образец, предоставленный ООО «Анатомикс Бионическая Лаборатория».

На рис. 8 приведены изображения процесса изготовления КПЭ фрагмента модуля стопы с использованием препрега.



Рис. 8. Изготовление конструктивно-подобного элемента фрагмента модуля стопы с использованием препрега: *а, б* – сборка слоев наполнителя на внешней и внутренней сторонах оснастки; *в* – образование складки и «клюва» в материале при формовании без верхней цулаги; *г* – вакуумный пакет после проведения отверждения; *д* – отформованный образец

Следует отметить, что ввиду особенностей материалов (полная пропитка препрега и частичная пропитка семипрега) поведение сборок слоев в технологическом пакете оказалось различным. Семипрег при формовании равномерно распределился по оснастке, в зоне перегиба заметные сдвиги и иные дефекты не образовались. В случае препрега пришлось использовать дополнительную «ответную» цулагу при формовке, поскольку без нее при повышении температуры, когда связующее при снижении вязкости начинало течь, верхние слои материала сдвигались и собирались складкой наподобие «клюва», что существенно искажало форму изделия (рис. 8, *в*). Попытка компенсировать эти дефекты за счет сборки вакуумного пакета на внутренней стороне оснастки не увенчалась успехом, расслоения и сдвиг материала происходили, но в меньшей степени.

Использование второй оснастки позволило компенсировать нагрузки, возникающие в материале, и обеспечило изготовление бездефектного материала.

На рис. 8, 2 видно вытекание связующего в жертвенный слой. Это обычное явление при таком способе формования, когда периметр выложенных слоев препрега не «глушится» герметизирующим жгутом, а позволяет проводить предварительное вакуумирование сборки материала в технологическом пакете, в отличие от автоклавного формования, оставляя некоторое количество газовой фазы внутри пакета. При высоком давлении оставшаяся газовая фаза сожмется до приемлемой величины объемной доли пор в ПКМ.

Как и в случае использования семипрегов, ультразвуковой контроль эхоимпульсным методом в ручном режиме показал отсутствие дефектов и расслоений в плоских частях КПЭ фрагмента модуля стопы (рис. 9), в зоне перегиба использование данного метода не является корректным.

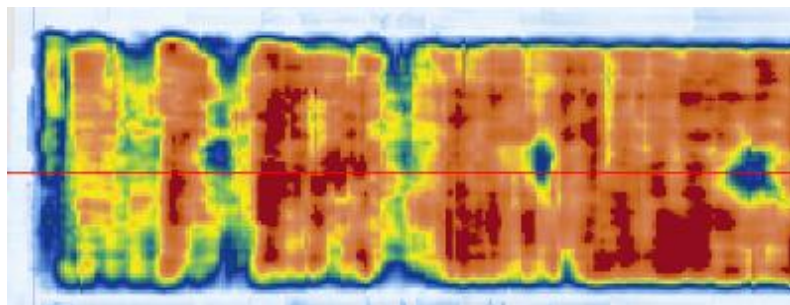


Рис. 9. Изображение С-скана образца углепластика конструктивно-подобного элемента фрагмента модуля стопы, изготовленного с использованием препрега

Заключения

Оценка возможности применения технологии вакуумного формования с использованием разработанных в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ материалов (препрега и семипрегов) для изготовления средств реабилитации инвалидов показала реализуемость этого подхода при изготовлении КПЭ модуля стопы и может быть транспонирована более широко на изготовление иных изделий в этой отрасли. Показаны отличия поведения сборки слоев в технологическом пакете препрега и семипрегов при отверждении (образование складки еще не отвержденного материала). Указан возможный путь решения этой проблемы. Проведение ультразвукового контроля эхоимпульсным методом в ручном режиме показало отсутствие дефектов и расслоений в углепластиках КПЭ на основе как препрега, так и семипрегов.

Применение процесса вакуумного формования в промышленности при изготовлении различных образцов конструкций обеспечит переход к качественно новым технологическим процессам и использованию современных перспективных отечественных материалов, а также будет способствовать сокращению разрыва между российскими и зарубежными конкурентными технологиями.

Для реализации вакуумного формования с использованием рассмотренных материалов при изготовлении средств реабилитации инвалидов целесообразно добиться снижения температуры формования углепластиков до достаточных в указанной области применения и обеспечить стоимость материалов, конкурентную на рынке РФ.

Работа проведена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Министерство) в рамках Соглашения № 075-11-2025-012 между Министерством и Федеральным государственным унитарным предприятием «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» на основании Распоряжения Правительства Российской Федерации № 1789-р от 04.07.2023 об утверждении комплексной научно-технической программы полного инновационного цикла «Новые композиционные материалы: технологии конструирования и производства».

Список источников

1. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
2. Онищенко Г.Г., Каблов Е.Н., Иванов В.В. Научно-технологическое развитие России в контексте достижения национальных целей: проблемы и решения // Инновации. 2020. № 6 (260). С. 3–16.
3. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
4. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 3. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
6. Михайлин Ю.А. Волокнистые полимерные композиционные материалы в технике. СПб.: Научные основы и технологии, 2013. 720 с.
7. Валуева М.И., Евдокимов А.А., Начаркина А.В., Губин А.М. Полимерные композиционные материалы и технологии в автомобилестроении (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-1-53-65.
8. Донецкий К.И., Караваев Р.Ю., Быстрикова Д.В., Грачева А.Д., Ткачук А.И. Семипреги и углепластики на их основе // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-85-99.
9. Berring N.S., Renieri M.P., Bond G.G., Palmer D.J. Autoclave vs. Non-Autoclave: A comparison of hat-stiffened subcomponents by static and fatigue testing and related non-destructive evaluations // 2012 SAMPE International Symposium and Exhibition-Emerging Opportunities: Materials and Process Solutions. Baltimore MD, 2012. P. 23–25.
10. Garschke C., Weimer C., Parlevliet P.P., Fox B.L. Out-of-autoclave cure cycle study of a resin film infusion process using in situ process monitoring // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2012. Vol. 43. Is. 6. P. 935–944.
11. Levy A., Hubert P. Vacuum-bagged composite laminate forming processes: Predicting thickness deviation in complex shapes // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2019. Vol. 126. P. 105568.
12. Ma Y., Centea T., Nutt S.R. Defect reduction strategies for the manufacture of contoured laminates using vacuum BAG-only prepreps // Polymer Composites. 2017. Vol. 38. P. 2016–2025.
13. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
14. Сидорина А.И., Сафронов А.М., Куцевич К.Е., Клименко О.Н. Углеродные ткани для изделий авиационной техники // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-47-58.
15. 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.
16. Приказ Федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору от 15 декабря 2020 г. № 536 «Об утверждении федеральных норм и правил в области промышленной безопасности «Правила промышленной безопасности при использовании оборудования, работающего под избыточным давлением». URL: <http://www.infobm.ru/upload/Правила%20промышленной%20безопасности%20при%20использовании%20оборудования.pdf> (дата обращения: 10.10.2025).

17. Пузырецкий Е.А., Донецкий К.И., Шабалин Л.П., Караваев Р.Ю., Савинов Д.В. Теоретико-экспериментальное исследование вакуумного формования семипрегов на основе углеродных наполнителей (ленты и ткани) и расплавного эпоксидного связующего // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 2 (75). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
18. Centea T., Grunenfelder L.K., Nutt S.R. A review of out-of-autoclave prepregs – material properties, process phenomena and manufacturing considerations // *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2014. Vol. 70. P. 132–154.
19. Донецкий К.И., Тимошков П.Н., Сафронов А.М., Гончаров В.А., Мищун М.И. Безавтоклавное формование препрегов // *Конструкции из композиционных материалов*. 2022. № 1 (165). С. 29–34.
20. Farhang L., Fernlund G. Experimental study of void evolution in partially impregnated prepregs // *Journal of Composite Materials*. 2019. Vol. 54. P. 1511–1523.
21. Levy A., Kratz J., Hubert P. Air evacuation during vacuum bag only prepreg processing of honeycomb sandwich structures: In-plane air extraction prior to cure // *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2015. Vol. 68. P. 365–376.
22. Schechter S.G.K., Grunenfelder L.K., Nutt S.R. Air evacuation and resin impregnation in semi-prepregs: effects of feature dimensions // *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*. 2020. Vol. 6. Is. 2. P. 101–114.

References

1. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2020, vol. 90, no. 2, pp. 225–228.
2. Onishchenko G.G., Kablov E.N., Ivanov V.V. Scientific and technological development of Russia in the context of achieving national goals: problems and solutions. *Innovatsii*, 2020, no. 6 (260), pp. 3–16.
3. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
4. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
5. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
6. Mikhailin Yu.A. *Fibrous polymer composite materials in engineering*. St. Petersburg: Nauchnye osnovy i tekhnologii, 2013, 720 p.
7. Valueva M.I., Evdokimov A.A., Nacharkina A.V., Gubin A.M. Polymer composite materials and technologies in the automotive industry (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 1 (107), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 05, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-1-53-65.
8. Donetskii K.I., Karavaev R.Yu., Bystrikova D.V., Gracheva A.D., Tkachuk A.I. Semipregs and carbon fiber reinforced plastics based on them. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 02, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-85-99.
9. Berring N.S., Renieri M.P., Bond G.G., Palmer D.J. Autoclave vs. Non-Autoclave: A comparison of hat-stiffened subcomponents by static and fatigue testing and related non-destructive evaluations. *2012 SAMPE International Symposium and Exhibition-Emerging Opportunities: Materials and Process Solutions*. Baltimore MD, 2012, pp. 23–25.
10. Garschke C., Weimer C., Parlevliet P.P., Fox B.L. Out-of-autoclave cure cycle study of a resin film infusion process using in situ process monitoring. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012, vol. 43, is. 6, pp. 935–944.
11. Levy A., Hubert P. Vacuum-bagged composite laminate forming processes: Predicting thickness deviation in complex shapes. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2019, vol. 126, p. 105568.

12. Ma Y., Centea T., Nutt S.R. Defect reduction strategies for the manufacture of contoured laminates using vacuum BAG-only prepregs. *Polymer Composites*, 2017, vol. 38, pp. 2016–2025.
13. Tkachuk A.I., Donetsk K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 03. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: October 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
14. Sidorina A.I., Safronov A.M., Kutsevich K.E., Klimenko O.N. Carbon fabrics for aircraft products. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 16, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-47-58.
15. 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.
16. Order of the Federal Service for Environmental, Technological and Nuclear Supervision dated December 15, 2020 No. 536 «On approval of federal norms and rules in the field of industrial safety «Industrial safety rules for the use of equipment operating under excess pressure». Available at: <http://www.infobm.ru/upload/Правила%20промышленной%20безопасности%20при%20использовании%20оборудования.pdf> (accessed: October 10, 2025).
17. Puzyretskiy E.A., Donetsk K.I., Shabalin L.P., Karavaev R.Yu., Savinov D.V. Theoretical and experimental study of the vacuum forming of semipregs based on carbon fillers (tapes and fabric) and melting epoxy binding. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
18. Centea T., Grunenfelder L.K., Nutt S.R. A review of out-of-autoclave prepregs – material properties, process phenomena and manufacturing considerations. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, vol. 70, pp. 132–154.
19. Donetsk K.I., Timoshkov P.N., Safronov A.M., Goncharov V.A., Mishchun M.I. Autoclave-free molding of prepregs. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2022, no. 1 (165), pp. 29–34.
20. Farhang L., Fernlund G. Experimental study of void evolution in partially impregnated prepregs. *Journal of Composite Materials*, 2019, vol. 54, pp. 1511–1523.
21. Levy A., Kratz J., Hubert P. Air evacuation during vacuum bag only prepreg processing of honeycomb sandwich structures: In-plane air extraction prior to cure. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, vol. 68, pp. 365–376.
22. Schechter S.G.K., Grunenfelder L.K., Nutt S.R. Air evacuation and resin impregnation in semi-prepregs: effects of feature dimensions. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 2020, vol. 6, is. 2, pp. 101–114.

Информация об авторах

Донецкий Кирилл Игоревич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Караваяев Роман Юрьевич, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Грачева Алена Дмитриевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Стретьячук Игорь Валерьевич, заместитель генерального директора, к.э.н., ООО «Научно-производственная фирма Орто-Космос», info@orto-kosmos.ru

Шеббо Монзер Филипп Мохамед, генеральный директор, ООО «Анатомикс Бионическая Лаборатория», filipp.shebbo@antmx.ru

Information about the authors

Kirill I. Donetsk, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Roman Yu. Karavaev, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alyona D. Gracheva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor V. Stretyachuk, Deputy Director General, Candidate of Sciences (Econ.), LLC Scientific and Production Firm Orto-Cosmos, info@orto-kosmos.ru

Monzer Philip Mohamed Shebbo, General Director, LLC «Anatomics», filipp.shebbo@antmx.ru

Статья поступила в редакцию 01.11.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.11.2025.

The article was submitted 01.11.2025; approved and accepted for publication after reviewing 06.11.2025.

Научная статья

УДК 678.8:621.43

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-86-101

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ДВИГАТЕЛЯ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ В АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИИ

Д.В. Косолапов¹, Л.Г. Ходыкин¹, А.Н. Няфкин¹, Д.Л. Ходыкин¹

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

Аннотация. Представлен краткий обзор научно-технической литературы в области применения металлических композиционных материалов (МКМ) при изготовлении двигателя внутреннего сгорания, в частности при проектировании и производстве поршней. Описаны методы получения МКМ с различными армирующими компонентами. Показаны результаты испытаний МКМ и изготовленных из них поршней. Отражены результаты работы по изготовлению заготовок поршней из МКМ в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Ключевые слова: поршень, двигатель внутреннего сгорания, композиционный материал, алюминиевый сплав, механические свойства

Для цитирования: Косолапов Д.В., Ходыкин Л.Г., Няфкин А.Н., Ходыкин Д.Л. Применение металлических композиционных материалов при изготовлении двигателя внутреннего сгорания в автомобилестроении // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-86-101.

Scientific article

THE USE OF METAL COMPOSITE MATERIALS IN THE MANUFACTURING OF INTERNAL COMBUSTION ENGINES IN THE AUTOMOTIVE INDUSTRY

D.V. Kosolapov¹, L.G. Khodykin¹, A.N. Nyafkin¹, D.L. Khodykin¹

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

Abstract. A brief scientific and technical literature review is presented in the field of application of metal composite materials (MMCs) in manufacturing of internal combustion engines, in particular, design and manufacturing of pistons. Methods for producing MMCs with various reinforcing components are described. The test results for MMCs and pistons made from them are shown. The results of work on manufacturing of piston blanks from MMCs at the National Research Center “Kurchatov Institute” – VIAM are presented.

Keywords: piston, internal combustion engines, composite material, aluminum alloy, mechanical properties

For citation: Kosolapov D.V., Khodykin L.G., Nyafkin A.N., Khodykin D.L. The use of metal composite materials in the manufacturing of internal combustion engines in the automotive industry. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-86-101.

Введение

Создание новых материалов, технологических решений, их совершенствование и модификация предполагают организацию полного жизненного цикла материала – реализацию принципа неразрывности материала, технологии и конструкции [1–3].

Автомобильный двигатель внутреннего сгорания (ДВС) – это сложный механизм, состоящий из большого количества деталей, обеспечивающий движение автомобиля за счет преобразования энергии расходуемого топлива. При работе автомобильного двигателя детали поршневой группы подвергаются значительным циклическим, механическим и тепловым нагрузкам. Поршень, являясь одной из важных частей двигателя, воспринимает давление газов, образующихся при сгорании топливно-воздушной смеси, а затем передает его через поршневой палец на шатун и коленчатый вал. Поршни ДВС обладают высокими прочностными характеристиками, обеспечивающими необходимую надежность и долговечность в условиях воздействия динамических и тепловых нагрузок. При этом они должны обладать малой массой, высокой износостойкостью контактных поверхностей, оптимальной теплопроводностью, а также низкими значениями коэффициента трения при минимальных монтажных зазорах в цилиндре и температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР).

Традиционно для производства поршней в отечественной и мировой практике применяют алюминиевые сплавы, легированные кремнием, чугуны и стали.

Чугунные и стальные поршни отличаются высокими прочностными характеристиками, износостойкостью и низким значением ТКЛР, однако из-за большой массы они получили малое распространение. Стальные поршни нашли применение в дизельных ДВС, работающих при повышенных температурах. Чугунные поршни применяются в поршневых компрессорах, где использованию поршней из легких сплавов препятствует коррозия. Несмотря на разработку высококачественных сортов чугуна, близких по своим качествам к стали и позволивших значительно снизить массу деталей, чугунные поршни в автомобильных двигателях применяются редко.

Широкое распространение в автомобилестроении получили поршни из эвтектических и заэвтектических алюминиевых сплавов с содержанием кремния от 11 до 23 %. Основными достоинствами алюминиевых сплавов перед сплавами на основе других металлов являются: небольшая плотность, высокая теплопроводность и удовлетворительные трибологические характеристики [4]. При этом очевидные недостатки поршней, изготовленных из освоенных промышленностью алюминиевых сплавов, такие как значительное снижение прочностных характеристик при высоких температурах, высокий ТКЛР и низкая износостойкость, преодолеваются за счет конструкционных и технологических мероприятий, среди которых выделяют:

- разработку специальных сплавов с добавлением компонентов, улучшающих прочностные характеристики при высоких температурах и уменьшающих тепловое расширение;

- использование специальных технологий изготовления заготовок поршней (литье под давлением, изотермическая штамповка для эвтектических сплавов и изотермическая ковка для заэвтектических сплавов, в том числе гранулированных).

Необходимо отметить, что возможности традиционных сплавов для поршней уже не удовлетворяют производителей ДВС, сконцентрировавших усилия на повышении износостойкости, термической и механической прочности, снижении потерь на трение при одновременном уменьшении массы поршня. Поэтому разработчики активно ведут исследования с целью замены традиционных материалов на композиционные [5–13].

Одной из главных задач, которую необходимо решить исследователям, является разработка металлических композиционных материалов (МКМ) на основе алюминиевых сплавов, упрочненных керамическими наполнителями. Данный подход позволяет

в значительной степени повысить эксплуатационные характеристики деталей, среди которых трибологические свойства, коррозионная стойкость, механическая прочность и др. Кроме того, изменяя соотношение количества матрицы и наполнителя, можно получить изделие, обладающее заданными свойствами. В качестве матричных сплавов при производстве МКМ и деталей из них используется широкая номенклатура как литейных, так и деформируемых алюминиевых сплавов. Среди многообразия керамических материалов ведущую позицию в качестве армирующего компонента занимает карбид кремния благодаря низкой стоимости, химической стойкости, высокой твердости и небольшой плотности. Следует отметить, что композиционные материалы на основе алюминия, модифицированные карбидом кремния, уже нашли широкое применение в автомобильной промышленности [14].

Цель работы – обзор и анализ источников научно-технической литературы, посвященной изготовлению поршней из МКМ для ДВС в автомобилестроении.

Композиционные материалы для изготовления поршней

Авторы работы [15] исследовали процесс литья заготовок поршней из МКМ с алюминиевой матрицей из сплава состава AlSi12CuMgNi (аналог сплава AK12M2MgH). Для эксперимента изготовлено два состава МКМ. Первый состав содержит частицы карбида кремния (фракция частиц размером 25 мкм) в количестве 15 % (по массе). Вторым состав армирован смесью частиц карбида кремния (фракция частиц размером 25 мкм) и аморфного стеклоглассера (фракция частиц размером 100 мкм) в количестве 15 % (по массе). Заготовки поршней получали методом гравитационного литья по 6 шт. для каждого состава МКМ. Все отливки соответствовали размерам формы, отливка поршня показана на рис. 1.

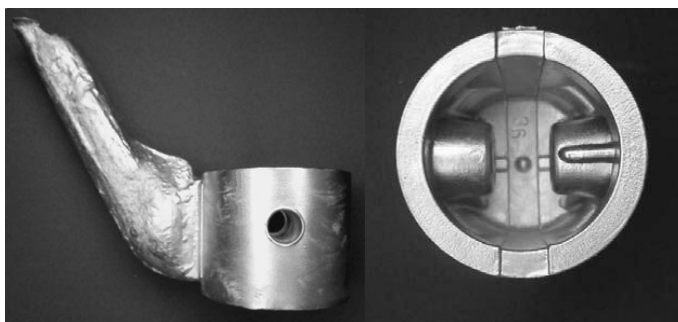


Рис. 1. Отливка поршня из сплава состава AlSi12CuMgNi , армированного смесью карбида кремния и стеклоглассера (15 % (по массе)) [15]

Внутреннюю структуру заготовок поршней исследовали со стороны литниковой системы и в противоположной ей области. Авторы работы [15] на основании микроструктурных наблюдений установили, что распределение армирующих частиц как SiC (рис. 2), так и смеси SiC и стеклоглассера (рис. 3) в матрице на исследуемом сечении поршня было равномерным. Однако пористость также встречается в структуре, особенно в областях литниковой системы.

Поры и агломераты частиц концентрируются на внутренних стенках поршней, тогда как внешние области и противоположная литниковой системе область имеют незначительную пористость с редкими пустотами вокруг равномерно распределенных керамических частиц. Описанное неблагоприятное явление пористости связано как с технологическими параметрами литья, так и с процессами затвердевания и кристаллизации матрицы.

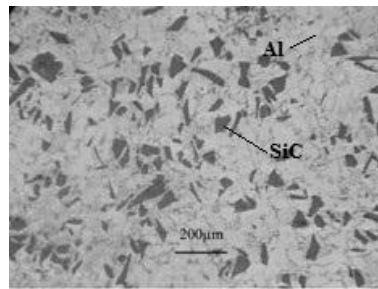


Рис. 2. Распределение армирующих частиц карбида кремния в алюминиевой матрице [15]

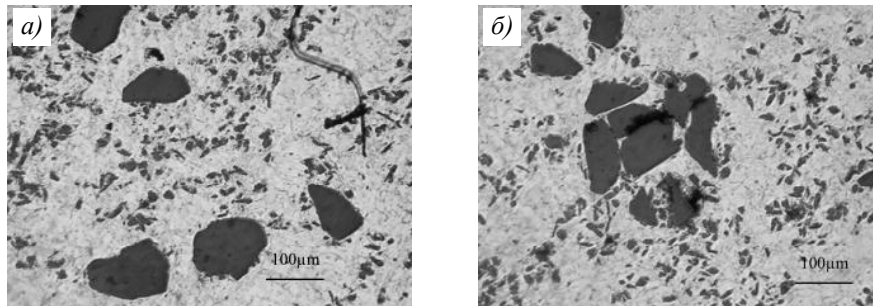


Рис. 3. Микроструктуры поршня из сплава состава AlSi12CuMgNi, армированного смесью карбида кремния и стеклоуглерода (15 % (по массе)): *a* – область, противоположная литниковой системе; *б* – область литниковой системы [15]

Твердость исследовали на испытательной машине Бринелля в 18 точках измерения на поперечном сечении поршня, показанного на рис. 4. Полученные результаты представлены на рис. 5.



Рис. 4. Точки измерения твердости в поперечном сечении поршня [15]

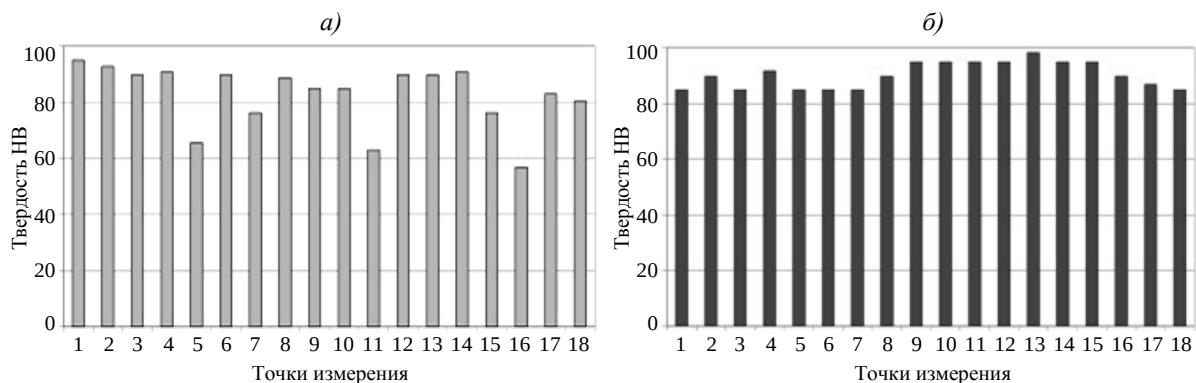


Рис. 5. Твердость поршней из сплава состава AlSi12CuMgNi, армированного карбидом кремния (*a*) и смесью карбида кремния и стеклоуглерода (*б*) [15]

Установлено, что более высокая твердость и более равномерное распределение твердости на поперечных сечениях поршней имеет гетерофазный композит (рис. 5, б). Повышенные значения твердости могут указывать на более равномерное распределение армирующих частиц и наличие второй фазы в алюминиевой матрице.

Проведенные технологические испытания подтвердили возможность изготовления поршней из МКМ с гомо- и гетерофазным армированием в процессе литья под давлением.

Авторы работы [16] получили поршень из композита на основе бронзы, армированного алюминием и кремнием, и сравнили его с поршнем из алюминиевого сплава состава AlSi12CuNiMg. В табл. 1 представлены составы материалов для поршней.

Таблица 1

Химический состав материалов для поршней [16]

Материал	Содержание элемента, % (по массе)										
	Бронза	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ni	Ti
МКМ на основе бронзы, армированный Al и Si	70	18	12	–	–	–	–	–	–	–	–
Сплав состава AlSi12CuNiMg	–	80,54	12,362	0,4556	4,361	0,011	1,181	0,075	0,002	0,946	0,011
Примечание. МКМ – металлический композиционный материал.											

Композиционный материал изготовлен методом вакуумного литья с перемешиванием. Расплав композиционного материала заливали в матрицу и получали поршень необходимой формы с последующей финишной механической обработкой.

Механические свойства, такие как предел прочности при растяжении и твердость, рассчитывали экспериментальным путем. Анализировали пять образцов и регистрировали среднее значение. Результаты проведенных испытаний показаны в табл. 2.

Таблица 2

Средние значения результатов испытаний материалов для поршней [16]

Материал	Предел прочности при растяжении, МПа	Твердость HB
Металлический композиционный материал на основе бронзы, армированный Al и Si	684	159
Сплав состава AlSi12CuNiMg	420	137

Авторы также провели испытания для определения скорости износа поршней при следующих условиях: нагрузка 10 Н, скорость скольжения 1 м/с, расстояние скольжения 500 м. Скорость износа составила 0,00357 мм³/м для поршня из МКМ, 0,01436 мм³/м – для поршня из сплава состава AlSi12CuNiMg.

Применение композита на основе бронзы для поршня позволило повысить предел прочности при растяжении на 38,5 %, твердость – на 13,8 %. Улучшилось распределение температуры, уменьшилась скорость износа. Несмотря на эти достижения, применение МКМ на основе бронзы из-за большой плотности (~8 г/см³) и, соответственно, большей массы поршня возможно только в тихоходных двигателях или двигателях с малыми объемами.

В работе [17] авторы описывают технологию получения МКМ и процесс изготовления поршня для машин, участвующих в гоночном чемпионате «Формула-1».

Для уменьшения инерционной массы поршневых систем и увеличения количества оборотов двигателя разработан МКМ с алюминиевой матрицей. Взамен алюминиевого сплава AA2618 (аналог сплава АК4-1) для изготовления поршня ДВС используется МКМ на основе алюминиевого сплава AA2124 (аналог сплава Д16), армированного частицами карбида кремния (фракция частиц размером 3 мкм) в количестве 25 % (объемн.).

Композиционный материал из порошков алюминиевого сплава и карбида кремния получали путем механического легирования с помощью высокоэнергетических мельниц. Сравнительные характеристики материалов представлены в табл. 3.

Таблица 3

Сравнительные характеристики материалов для поршней [17]

Материал	Модуль упругости, ГПа	Плотность, г/см ³	Температурный коэффициент линейного расширения, К ⁻¹	Теплопроводность, Вт/(м·К)
Сплав AA2618	74,6	2,76	22,6	165
Металлический композиционный материал на основе сплава AA2124, армированного SiC	113,0	2,89	15,5	129

Полученные композиционные гранулы брикетировали, затем для уменьшения анизотропии свойств подвергали горячему изостатическому прессованию, а после проводили штамповку заготовки поршня на низкоскоростном гидравлическом прессе. На рис. 6 показана микроструктура разработанного МКМ. Можно наблюдать бесчисленное количество субмикронных частиц, равномерно распределенных между крупными частицами размером несколько микрометров. Предполагается, что эти субмикронные частицы представляют собой SiC, измельченный в процессе механического легирования и диспергированный в матрице.

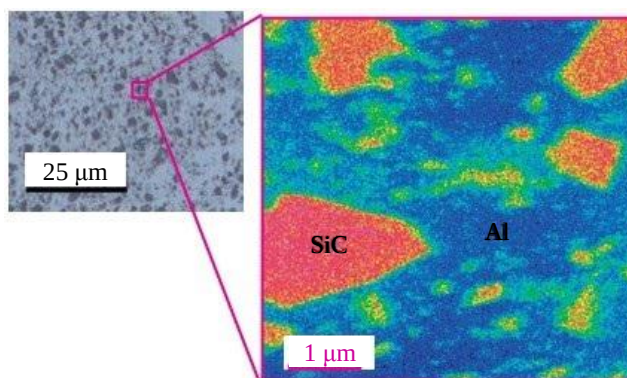


Рис. 6. Микроструктура металлического композиционного материала из сплава AA2124, армированного SiC (25 % (объемн.)) [17]

На рис. 7 показаны механические характеристики образца из верхней части материала для поршня. Высокие значения как сопротивления усталости, так и удлинения достигнуты в диапазоне рабочих температур поршня от 200 до 300 °С.

Применение МКМ позволило уменьшить массу поршня на 16 % по сравнению с алюминиевым сплавом AA2618 и увеличить количество оборотов двигателя на 400 об/мин.

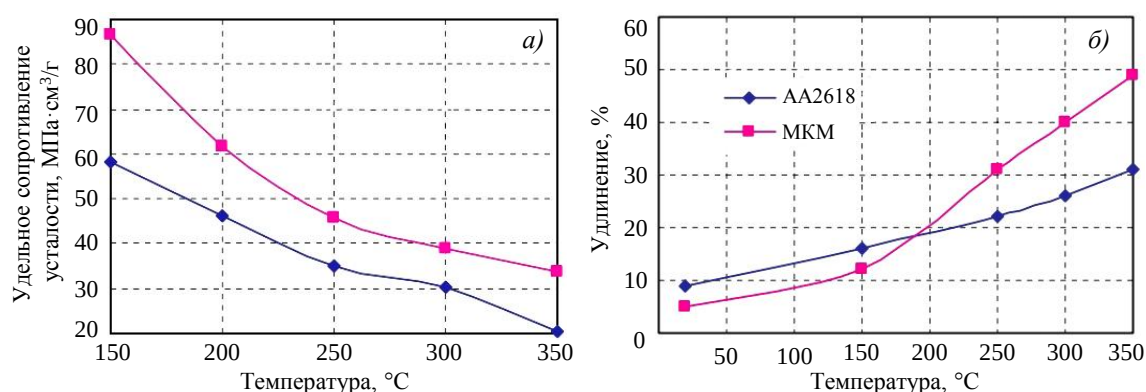


Рис. 7. Сопротивление усталости (а) и удлинение (б) сплава AA2618 и металлического композиционного материала (МКМ) из сплава AA2124, армированного SiC [17]

В работе [18] представлены результаты разработки поршней из нового композиционного сплава для ДВС. Изучен процесс кристаллизации сплава, определены прочность, твердость, ТКЛР, стойкость к схватыванию, проведены металлографические исследования и испытания на стенде в составе двигателя. В ходе испытаний размерной стабильности поршней в термокамере установлено, что остаточные деформации по диаметру поршня не превышают 2 мкм. Двигатель с поршнями из нового композиционного сплава показал меньший расход смазочного масла, а также меньший уровень токсичности выхлопных газов и шума по сравнению со стандартным двигателем.

Цель работы [18] – замена поршней двигателей военного назначения, изготовленных ковкой из деформируемого алюминиевого сплава PA12. Поршни, полученные методом литья из эвтектического сплава системы Al–Si, должны характеризоваться аналогичными прочностными и улучшенными функциональными свойствами, которые достигаются прежде всего за счет уменьшения зазоров между поршнем и цилиндром.

В табл. 4 показан химический состав сплава PA12, средний обобщенный состав эвтектических сплавов, а также состав сплава, который является конечным результатом проведенной работы и который выбран для изготовления поршней.

Таблица 4

Химический состав сплавов для поршней двигателей [18]

Элемент	Содержание элемента, % (по массе), в сплаве		
	PA12	композиционном	эвтектическом системы Al–Si (обобщенный состав)
Si	10,5–12,5	11,5–12,5	9,5–13,0
Cu	0,5–1,5	3,0–4,0	0,5–4,0
Mg	0,8–1,8	0,3–0,6	0,4–1,7
Ni	0,5–1,5	4,0–5,0	0,5–4,0
Fe	≤0,7	0,05	0,5–0,7
Ti	≤0,1	–	0,1–1,2
Cr	–	0,05–0,80	–
Mo			
W			
V			
Mn	<0,2	0,20–0,35	0,2–0,6
Zn		–	0,05–0,20
Другие	≤0,15		≤0,15

В качестве базового сплава для изготовления тестовых образцов использован эвтектический сплав системы Al–Si, имеющий маркировку АК12. Исследовано влияние содержания легирующих элементов на характеристики материала. Результаты представлены на рис. 8.

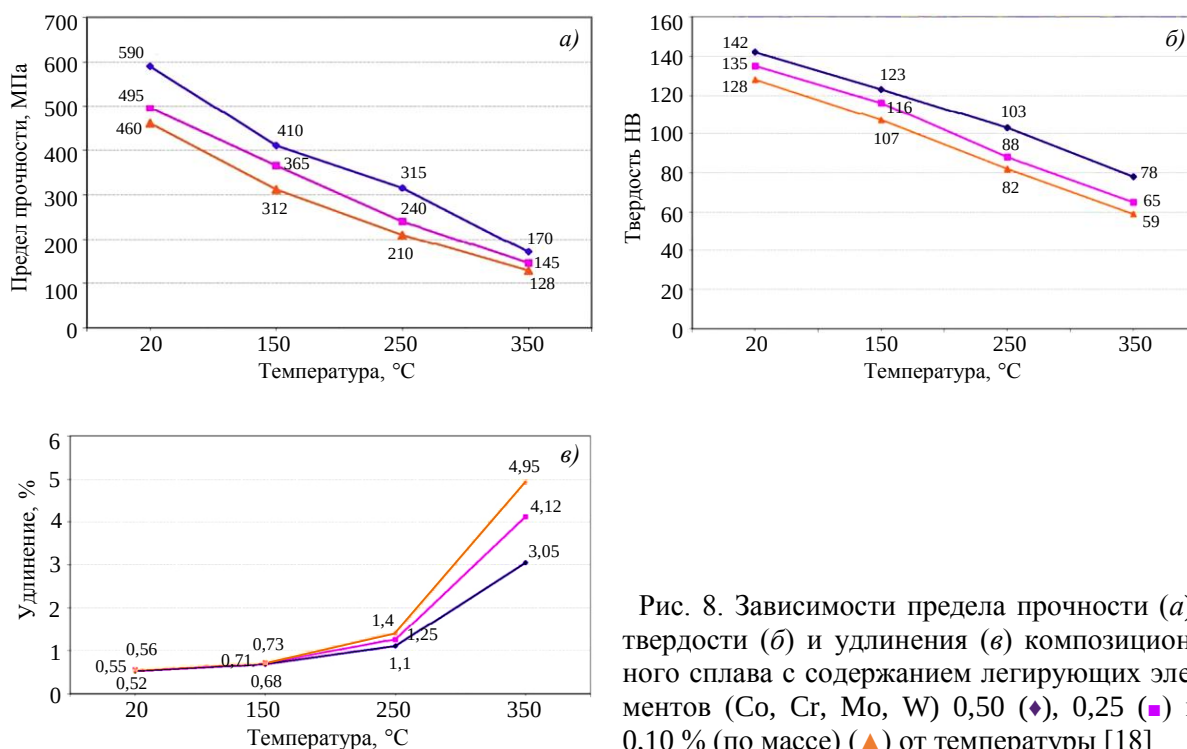


Рис. 8. Зависимости предела прочности (а), твердости (б) и удлинения (в) композиционного сплава с содержанием легирующих элементов (Co, Cr, Mo, W) 0,50 (♦), 0,25 (■) и 0,10 % (по массе) (▲) от температуры [18]

Прочность композиционного сплава сравнима с прочностью низколегированных сталей. Однако это потребовало использования большого количества легирующих элементов. В композиционном сплаве, выбранном для изготовления поршня, содержание легирующих элементов достигло 22 % (по массе), включая Si. На основании данных о влиянии содержания легирующих элементов на предел прочности при комнатной и повышенных температурах, а также результатов металлографических исследований и определения размерной стабильности выбраны химический состав и технология изготовления поршней из экспериментального сплава.

Результаты испытаний литых образцов, проведенных при температуре окружающей среды и при повышенных температурах (до 350 °C), показывают, что более высокие значения прочности и твердости получены для сплава, содержащего большое количество легирующих элементов.

Установлено, что при увеличении содержания хрома в диапазоне от 0 до 0,6 % (по массе) прочность увеличилась с 200 до 490 МПа, а при достижении 1,75 % (по массе) – снизилась до 110 МПа. При добавлении молибдена прочность повысилась при увеличении концентрации элемента до 0,5 % (по массе) с 200 до 480 МПа и уменьшилась до 200 МПа при содержании 1,4 % (по массе). Твердость при этом изменилась с 98 до 139 НВ при содержании молибдена от 0 до 1,8 % (по массе). Добавление вольфрама обеспечило аналогичный эффект, прочность увеличилась с 210 МПа (при отсутствии вольфрама) до 460 МПа (при содержании вольфрама 0,65 % (по массе)).

После определения химического состава композиционного сплава и технологии изготовления получена опытная партия поршней для проведения прочностных испытаний. Исследование позволило сравнить прочностные свойства композиционного сплава и сплава марки РА12. Образцы вырезали из днища и юбки поршня (рис. 9).

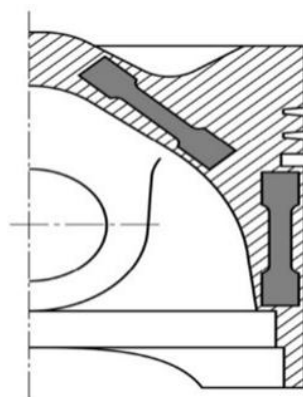


Рис. 9. Эскиз поршня с отмеченными местами для вырезки образцов [18]

В ходе испытаний определили предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и твердость по Бринеллю при температуре окружающей среды и 250 °С. Изготовлено по пять образцов из каждой головки поршня и по три образца из каждой юбки поршня.

Как показали результаты испытаний, поршни из композиционного сплава имеют более высокую прочность, чем поршни из сплава РА12. Разница значений составляет ~22 % при комнатной температуре и ~45 % при температуре 250 °С. Прочность образцов при нагреве с 20 до 250 °С снизилась на ~24 % для композиционного сплава и на ~48 % для сплава РА12. Значения удлинения при комнатной температуре были одинаковыми для обоих материалов (3,7 %). При температуре 250 °С удлинение образцов из сплава РА12 в ~2 раза больше, чем у образцов, изготовленных из композиционного сплава. Модуль упругости разработанного сплава на ~5 % больше по сравнению со сплавом РА12, твердость – на ~10 %. Усредненные результаты испытаний представлены в табл. 5.

Таблица 5

Результаты испытаний образцов, вырезанных из поршня [18]

Материал	Температура испытаний, °С	Предел прочности при растяжении, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Сплав РА12	20	371,0	320,8	3,7
	250	250,2	215,7	11,4
Металлический композиционный материал на основе сплава системы Al–Si	20	451	385	3,7
	250	364	299	5,7

Проведены комплексные дилатометрические исследования материалов поршней. В ходе испытаний зафиксированы изменения размеров образцов при нагреве и охлаждении в диапазоне температур от 20 до 330 °С. На рис. 10 показано изменение ТКЛР образца из МКМ. Видно, что изменение ТКЛР образца при нагреве и охлаждении идентично.

На последнем этапе исследований проведены испытания двигателей, оснащенных поршнями из разработанного материала. Исследования проводили на динамометрическом стенде, установленном в испытательном стенде двигателя. Согласно полученным результатам исследований, поршни имеют скорректированный контур внешней поверхности, спроектированный с помощью математического моделирования. Исследования подтвердили высокое качество поршней из разработанного материала.

В результате достигаются увеличение мощности двигателя на 2–3 %, крутящего момента двигателя – на 4 %, а также снижение удельного расхода топлива на 4 %, выбросов углеводородов – на 24 %, выбросов углекислого газа – на 10–20 %, расхода масла – на 17 %, прорыва выхлопных газов в картер двигателя – на 35–45 %.

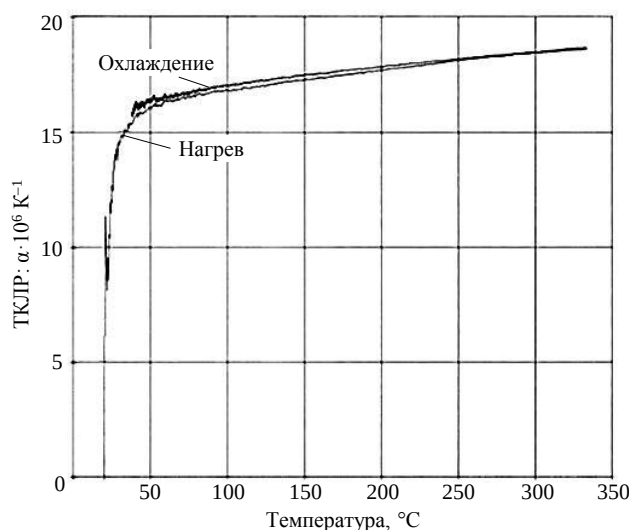


Рис. 10. Изменение температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) металлического композиционного материала на основе сплава системы Al–Si при нагреве и последующем охлаждении [18]

Исследовано влияние керамических частиц Al_2O_3 на механические свойства материала для поршней [19]. Поршни, имеющие повреждения (рис. 11), плавил в шахтной печи при температуре 850 °С при постоянном помешивании в течение 10 мин. Сделано четыре плавки из сплава состава AlSi12Cu1(Fe) , не армированного и содержащего Al_2O_3 в количестве 2, 4 и 6 % (объемн.). Порошок частиц Al_2O_3 размером 25 мкм, предварительно нагретый до температуры 200 °С, добавляли в перемешиваемую смесь. Расплавленные смеси заливали в железную форму, предварительно нагретую до 400 °С.

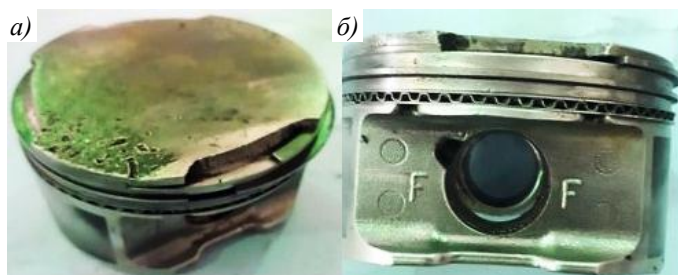


Рис. 11. Поршень с повреждением на верхней поверхности: а – вид сверху; б – вид сбоку

Из полученных отливок изготовлены образцы для испытаний на растяжение (рис. 12, а) и для определения твердости (рис. 12, б). Полученные результаты испытаний показаны в табл. 6.

Как видно из результатов испытаний, при увеличении содержания керамических частиц Al_2O_3 предел прочности при растяжении и твердость также повышаются. Прочность при растяжении увеличивается благодаря тому, что твердые керамические частицы препятствуют движению дислокаций. Твердость МКМ повышается за счет высокой твердости керамических частиц Al_2O_3 .



Рис. 12. Образцы из сплава состава AlSi12Cu1(Fe) и металлического композиционного материала на его основе для испытания на растяжение (а) и для определения твердости (б)

Таблица 6

**Результаты испытаний сплава состава AlSi12Cu1(Fe)
и металлического композиционного материала (МКМ) на его основе**

Материал	Предел прочности при растяжении, МПа	Твердость HV
Сплав состава AlSi12Cu1(Fe)	157	119,25
МКМ на основе сплава состава AlSi12Cu1(Fe) с содержанием Al ₂ O ₃ , % (объемн.):		
2	163	124,25
4	212	121,95
6	132	133,90

Низкие показатели предела прочности при растяжении для образца, содержащего 6 % (объемн.) Al₂O₃, и твердости для образца, содержащего 4 % (объемн.) Al₂O₃, можно объяснить, во-первых, малой выборкой испытаний (статистической погрешностью); во-вторых, неоднородностью распределения частиц в матричном сплаве.

В работе [20] использовали алюминиевый сплав А356 (аналог сплава АК7пч) и МКМ на его основе, армированный золой, для анализа поршня методом конечных элементов в программе Ansys. Характеристики алюминиевого сплава А356, а также МКМ на его основе с армирующим компонентом в виде просеянной и непросеянной золы указаны в табл. 7. Коэффициент Пуассона для всех образцов составил 0,33.

Таблица 7

Свойства алюминиевого сплава А356 и металлического композиционного материала (МКМ) на его основе, армированного просеянной (п) и непросеянной (нп) золой [20]

Материал	Плотность, г/см ³	Модуль упругости, ГПа	Предел прочности при растяжении, МПа	Деформация, мм
Сплав А356	2,676	71	165	0,041770
МКМ на основе сплава А356 с содержанием золы, % (объемн.):				
6 (п)	2,64	72	194	0,041190
12 (п)	2,591	76	145	0,014007
12 (нп)	2,602	74	142	0,039022

Статический структурный анализ поршня выполняли при следующих граничных условиях: поверхность отверстия под поршневой палец фиксировали, а на днище поршня давили с усилием 10 МПа. На рис. 13 показаны результаты расчета общей деформации.

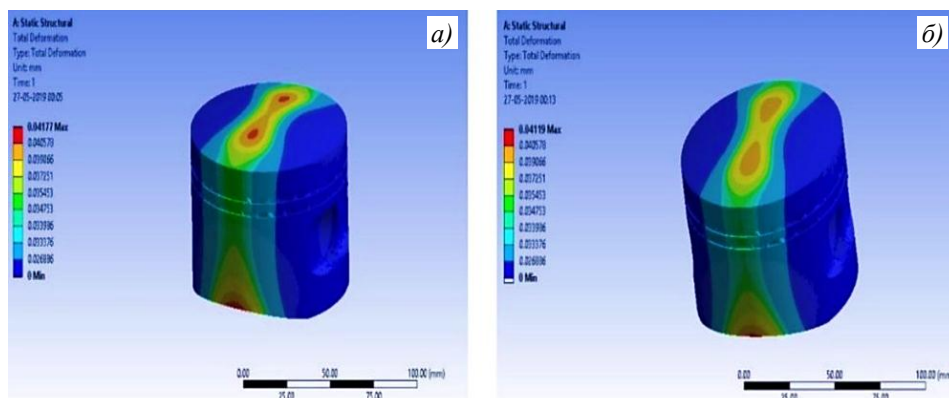


Рис. 13. Общая деформация поршня из сплава А356 (а) и металлического композиционного материала на его основе, содержащего 6 % (объемн.) просеянной золы (б), при нагрузке на днище 10 МПа [20]

Отмечено уменьшение деформации с увеличением объемной доли золы в композиционном материале. При этом для непросеянной золы значение деформации больше, чем для просеянной, что обуславливается наличием более крупных частиц и неравномерностью распределения золы в объеме матричного сплава А356.

Научно-исследовательские работы по изготовлению заготовок поршней из МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg–Si, армированного тугоплавкими частицами SiC, проведены в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. В отличие от описанных способов, заготовки поршней изготавливали из композиционных гранул, полученных в результате механического легирования, путем горячей изотермической штамповки. Такая технология позволяет устранить такие проблемы при изготовлении поршней, как пористость и неравномерное распределение армирующего компонента в матричном сплаве.

Заготовку поршня изготавливают за один технологический цикл штамповки, получая полностью оформленную внутреннюю полость поршня с приливами и маслосъемными углублениями. Такой подход позволяет повысить коэффициент использования материала, уменьшить продолжительность окончательной механической обработки и тем самым снизить себестоимость изделия. Вид заготовки после штамповки показан на рис. 14.

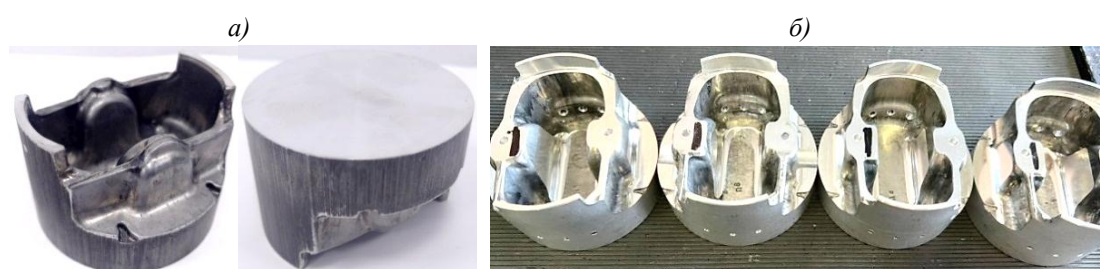


Рис. 14. Заготовки поршней из металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg–Si, армированного тугоплавкими частицами SiC, после штамповки (а) и перед чистовой обработкой (б)

Для исследования внутренней структуры выбрали зону, в которой меняется форма сечения, и зоны, где заготовка испытывает наибольшее и наименьшее усилие прессования (рис. 15).

На рис. 16 показана внутренняя структура зоны окончания прилива под поршневой палец, на которой видны линии течения металла при штамповке. Вдоль границы

«заготовка–пуансон» хорошо видно, что зерна имеют более вытянутую форму, чем в глубине детали. На рис. 17 представлена рентгеновская компьютерная томограмма, на которой видно, что внутренняя структура в разных сечениях однородная, без пор, скоплений армирующего компонента и твердых включений.

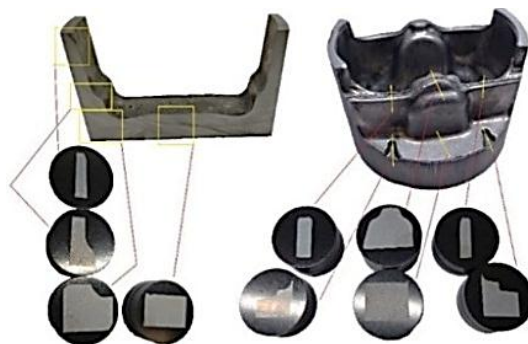


Рис. 15. Образцы для исследования микроструктуры



Рис. 16. Микроструктуры образцов из поршня из металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg–Si, армированного тугоплавкими частицами SiC

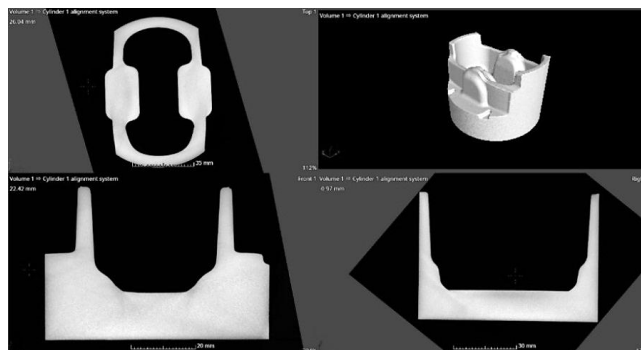


Рис. 17. Рентгеновская компьютерная томограмма заготовки поршня из металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg–Si, армированного тугоплавкими частицами SiC

Заключения

Представлены результаты исследований применимости МКМ в ДВС, в частности для проектирования и изготовления поршней. Конструкция поршня постоянно совершенствуется, а требования к материалу для его изготовления повышаются. Основными требованиями к поршню являются небольшие значения ТКЛР, высокие уровни прочности и размерной стабильности, поэтому исследователи по-прежнему проводят научные изыскания и опытно-конструкторские работы в поисках наилучшего сочетания характеристик материала. Во всех работах теоретически и практически подтверждено преимущество применения МКМ для поршня ДВС за счет повышенной прочности, твердости, небольших значений ТКЛР и массы.

Самым применяемым способом изготовления металломатричных композиционных материалов является литье с перемешиванием из-за доступности и простоты технологии, а также возможности масштабирования производства. В отличие от порошковых технологий, главным недостатком данного способа является неравномерность распределения упрочняющих частиц в объеме матричного сплава.

Наиболее перспективным способом получения высоких механических характеристик МКМ для поршней является механическое легирование благодаря ряду преимуществ: равномерное распределение армирующих частиц; возможность получения фракций композиционных порошков с меньшим размером частиц, чем у исходного порошка матричного сплава.

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ имеет технологические возможности для производства МКМ для поршней и заготовок поршней из МКМ на основе алюминиевых сплавов с требуемым уровнем механических и теплофизических характеристик.

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

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., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // *Вестник Российской академии наук*. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
3. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
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). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
5. Ходыкин Л.Г., Няфкин А.Н., Косолапов Д.В., Жабин А.Н. Лазерная сварка металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного тугоплавкими частицами SiC (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 12 (118). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75.
6. Ерасов В.С., Сибяев И.Г. Схема разработки и оценки свойств конструкционных авиационных композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 18.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
7. Косолапов Д.В., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Гололобов А.В. Исследование структуры и свойств дисперсноупрочненного МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // *Труды ВИАМ*. 2020. № 1 (85). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
8. Шавнев А.А., Неруш С.В., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В., Медведев П.Н. Исследование структуры металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg–SiC, полученного с использованием механического легирования // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022. № 1. С. 17–25. DOI: 10.17073/1997-308X-2022-1-17-25.
9. Имамединов Э.Ш., Валуева М.И. Композиционные материалы для поршневых двигателей (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
10. Абрамова М.Г. Натурно-ускоренные испытания алюминиевых сплавов при испытаниях на станциях континентального и морского типа // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 57–65. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-57-65.

11. Jinsheng M., Liwei S., Yongxiang H. Application of Composite Materials in Engine // *Materials Science: Advanced Composite Materials*. 2017. Vol. 1. P. 1–9. DOI: 10.18063/msacm.v1i1.499.
12. Anilkumar H.C., Hebbar H.S., Ravishankar K.S. Mechanical properties Of SiC Reinforced Aluminium Alloy Composites // *IJMME*. 2011. Vol. 6. Is. 1. P. 41–45.
13. Falsafia J., Rosochowska M., Jadhava P., Tricker D. Lower cost automotive piston from 2124/SiC/25p metal-matrix composite // *SAE International Journal of Engines*. 2017. Vol. 10. No. 4. P. 1984–1992. DOI: 10.4271/2017-01-1048.
14. Житнюк С.В., Медведев П.Н. Исследование микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg, модифицированного частицами карбида кремния путем механического легирования. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2023. № 1 (119). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
15. Dolata-Grosz A., Dyzia M., Śleziona J., Wiczorek J. Composites applied for pistons // *Archives of foundry engineering*. 2007. Vol. 7. Is. 1. P. 37–40.
16. Dhanesh C., Anand T., Venkatesan J. Analysis of Bronze Hybrid Composite for Spark Ignition Engine Piston // *FME Transactions*. 2020. Vol. 48. No. 4. P. 967.
17. Ishizuka K., Kusakai K., Imai N. Development of metal matrix composite piston // *Honda R&D Technical Review F1 Special (The Third Era Activities)*. 2009. P. 246–247. URL: <https://www.hondarandd.jp/summary.php?sid=23&lang=en> (дата обращения: 18.08.2024).
18. Jankowski A., Kowalski M. Design of a new alloy for internal combustion engines pistons // *Proceedings of the 7th International Conference on Mechanics and Materials in Design*. Albufeira, 2017. P. 11–15.
19. Haitham M.I. Al-Zuhairi, Iqbal Alshalal. Enhancement of Mechanical Properties of Aluminum Piston Alloy Using Al₂O₃ Material // 6th International engineering conference «Sustainable Technology and Development». Erbil, 2020. P. 196–200. DOI: 10.1109/IEC49899.2020.9122921.
20. Kumar M., Padmanabhan G., Kottara A.A., Shankar K.V. Analysis of aluminium metal matrix composite piston for automobile applications // *AIP Conference Proceedings*. 2020. Vol. 2273. P. 050049. DOI: 10.1063/5.0024235.

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., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916. DOI: 10.31857/S0869587323100055.
3. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
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), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 18, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
5. Khodykin L.G., Nyafkin A.N., Kosolapov D.V., Zhabin A.N. Laser welding of metal composite materials based on aluminium alloy reinforced with refractory particles SiC (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-63-75.
6. Erasov V.S., Sibayev I.G. Scheme for the development and evaluation of properties of structural aviation composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 18, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
7. Kosolapov D.V., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Nyafkin A.N., Gololobov A.V. Study on structure and properties of dispersion hardened MMC based on aluminium alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.

8. Shavnev A.A., Nerush S.V., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V., Medvedev P.N. Study of the structure of a metallic composite material of the Al–Si–Mg–SiC system obtained using mechanical alloying. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya*, 2022, no. 1, pp. 17–25. DOI: 10.17073/1997-308X-2022-1-17-25.
9. Imametdinov E.S., Valueva M.I. Composites for piston engines (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
10. Abramova M.G. Full-scale accelerated tests of aluminum alloys at continental and marine type stations. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 57–65. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-57-65.
11. Jinsheng M., Liwei S., Yongxiang H. Application of Composite Materials in Engine. *Materials Science: Advanced Composite Materials*, 2017, vol. 1, pp. 1–9. DOI: 10.18063/msacm.v1i1.499.
12. Anilkumar H.C., Hebbar H.S., Ravishankar K.S. Mechanical properties Of SiC Reinforced Aluminium Alloy Composites. *IJMME*, 2011, vol. 6, is. 1, pp. 41–45.
13. Falsafia J., Rosochowska M., Jadhava P., Tricker D. Lower cost automotive piston from 2124/SiC/25p metal-matrix composite. *SAE International Journal of Engines*, 2017, vol. 10, no. 4, pp. 1984–1992. DOI: 10.4271/2017-01-1048.
14. Zhitnyuk S.V., Medvedev P.N. Investigation of microstructure and phase composition of the metallic composite material Al–Si–Mg system modified by silicon carbide particles by mechanical alloying. Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
15. Dolata-Grosz A., Dyzia M., Śleziona J., Wiecek J. Composites applied for pistons. *Archives of foundry engineering*, 2007, vol. 7, is. 1, pp. 37–40.
16. Dhanesh C., Anand T., Venkatesan J. Analysis of Bronze Hybrid Composite for Spark Ignition Engine Piston. *FME Transactions*, 2020, vol. 48, no. 4, p. 967.
17. Ishizuka K., Kusakai K., Imai N. Development of metal matrix composite piston. *Honda R&D Technical Review F1 Special (The Third Era Activities)*, 2009, pp. 246–247. Available at: <https://www.hondarandd.jp/summary.php?sid=23&lang=en> (accessed: August 18, 2024).
18. Jankowski A., Kowalski M. Design of a new alloy for internal combustion engines pistons. *Proceedings of the 7th International Conference on Mechanics and Materials in Design*. Albufeira, 2017, pp. 11–15.
19. Haitham M.I. Al-Zuhairi, Iqbal Alshalal. Enhancement of Mechanical Properties of Aluminum Piston Alloy Using Al₂O₃ Material. *6th International engineering conference «Sustainable Technology and Development»*. Erbil, 2020, pp. 196–200. DOI: 10.1109/IEC49899.2020.9122921.
20. Kumar M., Padmanabhan G., Kottara A.A., Shankar K.V. Analysis of aluminium metal matrix composite piston for automobile applications. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2273, p. 050049. DOI: 10.1063/5.0024235.

Информация об авторах

Косолапов Дмитрий Викторович, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ходыкин Леонид Геннадьевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Няфкин Андрей Николаевич, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ходыкин Дмитрий Леонидович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Dmitry V. Kosolapov, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Leonid G. Khodykin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey N. Nyafkin, Head of Production Area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry L. Khodykin, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.09.2024; получена после доработки 10.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.04.2025.
The article was submitted 10.09.2024; received in revised form 10.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 22.04.2025.

Научная статья

УДК 629.7.023.222

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-102-111

ВЛИЯНИЕ ХЕЛАТНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА ТЕРМОРЕГУЛИРУЮЩИХ ПОКРЫТИЙ

Э.К. Кондрашов¹

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

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований терморегулирующих лакокрасочных покрытий на основе полиметилгидридсилоксанов. Показано влияние различных модифицирующих добавок на свойства получаемых покрытий. Установлено, что введение хелатных соединений редкоземельных элементов положительно влияет на свойства получаемых покрытий, а именно: позволяет минимизировать потерю массы при температуре 200 °С, повысить степень отверждения покрытий и снизить содержание летучих конденсирующихся веществ.

Ключевые слова: полиметилгидридсилоксаны, оксид цинка, терморегулирующие покрытия, термостойкая эмаль, редкоземельные элементы, летучие конденсирующиеся вещества

Для цитирования: Кондрашов Э.К. Влияние хелатных соединений редкоземельных элементов на свойства терморегулирующих покрытий // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-102-111.

Scientific article

INFLUENCE OF RARE-EARTH ELEMENT CHELATES ON PROPERTIES OF THERMOREGULATING COATINGS

E.K. Kondrashov¹

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

Abstract. This paper presents the results of experimental studies of thermal control paint coatings based on polymethylhydridesiloxanes. The influence of various modifying additives on the properties of the obtained coatings is demonstrated. It was determined that the introduction of rare-earth element chelates has a positive effect on the properties of the obtained coatings, namely: it minimizes the mass loss at 200 °C, increases the degree of curing of coatings and reduces the content of condensable volatile substances.

Keywords: polymethylhydridesiloxanes, zinc oxide, thermal control coatings, heat-resistant enamel, rare-earth elements, condensable volatile substances

For citation: Kondrashov E.K. Influence of rare-earth element chelates on properties of thermoregulating coatings. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-102-111.

Введение

В космической технике применяются покрытия трех основных классов, которые характеризуются значениями коэффициента поглощения солнечного излучения α_s и коэффициента теплового излучения ϵ (степень черноты), а также отношением α_s/ϵ [1].

Терморегулирующие покрытия являются частью системы обеспечения теплового режима космического аппарата, предназначенной для регулирования теплообмена бортового оборудования и аппаратуры между собой и(или) с окружающей средой без затрат энергии бортовых источников, уменьшения нерегулируемого внешнего лучистого теплообмена и обеспечения работоспособности радиаторов в условиях эксплуатации [2].

В ВИАМ проведены работы по разработке терморегулирующих покрытий трех классов: истинные отражатели, истинные поглотители и солнечные отражатели, которые успешно применены практически на всех космических летательных аппаратах, выпускавшихся с 1965 г. [3].

По этой классификации к *истинным отражателям* относятся покрытия с $\alpha_s \rightarrow 0$ и $\varepsilon \rightarrow 0$ при отношении $\alpha_s/\varepsilon \approx 1$. Примерами таких покрытий могут служить алюминиевая эмаль ВЭ-30 ($\alpha_s \leq 0,2$; $\varepsilon \leq 0,2$), серебристая эмаль ВЭ-50 ($\alpha_s \leq 0,16$; $\varepsilon \leq 0,16$), эмали марок ВЭ-72, ВЭ-73 и ВЭ-77 [4].

У *истинных поглотителей* отношение α_s/ε также равно ~ 1 , но при этом $\alpha_s \rightarrow 1$ и $\varepsilon \rightarrow 1$. Такими оптическими свойствами обладают эмали марок АК-512 (черная), КО-818, КО-819 ($\alpha_s \geq 0,85$; $\varepsilon \geq 0,85$) и КО-819А ($\alpha_s \geq 0,85$; $\varepsilon \geq 0,88$).

Однако наибольшее применение в промышленности нашли покрытия класса *солнечные отражатели* с $\alpha_s \rightarrow 0$ и $\varepsilon \rightarrow 1$ при соотношении $\alpha_s/\varepsilon < 0,2$. К покрытиям этого класса относятся эмали белого цвета марок АК-512, АК-573 ($\alpha_s \leq 0,22$; $\varepsilon \geq 0,85$), КО-5191, КО-5191А ($\alpha_s \leq 0,2$; $\varepsilon \geq 0,88$) и КО-5258 ($\alpha_s \leq 0,3$; $\varepsilon \geq 0,88$) [4, 5]. При разработке покрытий класса *солнечные отражатели* использовали стенд, имитирующий условия космоса [6].

Покрытия всех трех классов нашли применение на МКС «Буран» [7, 8]. Покрытия класса *солнечные поглотители* в ВИАМ не разрабатывали, но были получены опытные образцы двухслойного покрытия четвертого класса – солнечные поглотители ($\alpha_s \rightarrow 1$ и $\varepsilon \rightarrow 0$).

Стабильность свойств терморегулирующих покрытий и обеспечение работоспособности космической техники в условиях космоса являются крайне важными параметрами [9, 10]. В процессе эксплуатации, а также в ряде экспериментов [11, 12] выявлено, что летучие вещества, выделяющиеся в космосе из терморегулирующих покрытий, конденсируются на поверхности линз оптических приборов, нарушая их работу. В результате определены дополнительные требования к терморегулирующим покрытиям, а именно: потеря массы покрытия при нагревании не должна составлять $>1\%$ и количество выделяемых летучих конденсирующихся веществ не должно составлять $>0,1\%$, согласно разработанному для этой оценки стандарту [13].

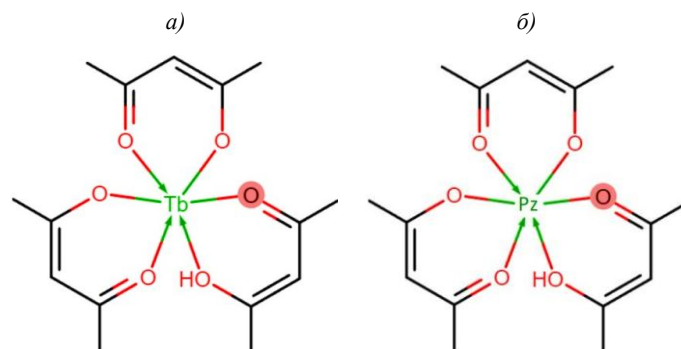
Наиболее термостойкой терморегулирующей эмалью является эмаль КО-5191 (ТУ 6-10-11-ВИАМ-94–87) естественной сушки, которая не удовлетворяет вышеуказанным требованиям по потере массы и количеству летучих конденсирующихся веществ. Цель данного исследования – определение возможности получения эмали класса *солнечный отражатель*, удовлетворяющей требованиям по потере массы при нагревании и количеству летучих конденсирующихся веществ.

При разработке авиационных материалов и поиске способов достижения высоких эксплуатационных свойств могут использоваться различные методы, в том числе применение редкоземельных элементов [14–18]. С целью снижения газовыделения, повышения термостойкости и улучшения оптических и технологических характеристик терморегулирующих покрытий на основе полиметилгидридсилоксанов исследовали влияние модифицирующих добавок – хелатных соединений редкоземельных элементов (триацетилацетонаты тербия и празеодима) и акрилового сополимера, влияние структуры оксида цинка и способов его обработки, а также замену этоксигрупп на бutoкси-группы в полиметилгидридсилоксановом пленкообразователе.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования выбраны полиметилгидридсилоксаны с этоксигруппами (ПМГС-Э) промышленного изготовления и бутоксигруппами (ПМГС-Б2, ПМГС-Б3, ПМГС-Б4 и ПМГС-Б5), синтезированные в АО «ГНИИХТЭОС». Температура отверждения ПМГС-Э составляет 150 °С, полимеров с бутоксигруппами 100 °С.

Использование акриловых сополимеров для модификации полиорганосилоксанов – давно известный способ повышения их физико-механических и технологических свойств, поэтому в данной работе для получения покрытия холодного отверждения на основе полиметилгидридсилоксанов с бутоксигруппами использован сополимер бутилметакрилата и амида метакриловой кислоты (ПМГС-Б2/АС). С целью определения возможности влияния на степень полимеризации кремнийорганических лаков ПМГС в качестве модифицирующих добавок использовали триацетилацетонаты тербия и празеодима в виде 10%-ных растворов в диметилформамиде. Триацетилацетонаты тербия и празеодима являются координационными соединениями, а именно – внутренними комплексными солями, в которых центральный атом (акцептор) тербия или празеодима соединен с ацетилацетонатными кольцами (лигандами) донорно-акцепторными связями (см. рисунок). Степень отверждения полимеров определяли по содержанию гелевой фракции в ацетоне с использованием аппарата Сокслета.



Структурные формулы триацетилацетонатов трехвалентных тербия (а) и празеодима (б) [19]

Испытание на потерю массы и содержание летучих конденсирующихся веществ при вакуумно-тепловом воздействии проводили по ГОСТ Р 50109–2023.

Определение влияния теплового воздействия на изменение массы полиметилгидридсилоксанов осуществляли в термостате в течение 20 ч при температурах 100, 150 и 200 °С.

Для определения коэффициента поглощения солнечного излучения α_s в диапазоне 300–2400 нм использовали интегральный фотометр ФМ-59«И». Измерения проводили относительным методом с использованием эталонных образцов сравнения. При выполнении измерений градуировку приборов проводили по сигналу, соответствующему отражению от эталонного образца сравнения.

Для определения влияния структуры оксида цинка, а также способов его обработки на коэффициент поглощения солнечного излучения α_s использовали оксид цинка, примененный в рецептуре эмали КО-5189; нитевидные кристаллы оксида цинка и химически чистый оксид цинка, обработанный в среде кислорода или фтора.

Стойкость к ультрафиолетовому излучению определяли согласно ИСО 17851:2016 «Системы космические. Моделирование космической среды для испытания материалов. Общие принципы и критерии».

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

Результаты и обсуждение

Для оценки возможности разработки терморегулирующих покрытий, удовлетворяющих требованиям по потере массы и количеству летучих конденсирующихся веществ, проведены испытания пленкообразующих на основе полиметилгидридсилоксанов с этокси- и бутоксигруппами в виде свободных пленок покрытий (табл. 1).

Таблица 1

Потеря массы и содержание летучих конденсирующихся веществ (ЛКВ) пленок полиметилгидридсилоксанов с этокси- и бутоксигруппами

Пленка	Режим сушки		Потеря массы Δm , %	Содержание ЛКВ, %
	температура, °C	продолжительность, ч		
ПМГС-Э	150	2	2,8	1,7
ПМГС-Б2	100	1	0,2–0,7	0,05
ПМГС-Б3			0,07–0,2	0,05
ПМГС-Б4			2,2	1,5
ПМГС-Б5			4,3	1,0
АС	20	24	1,4	0,14
ПМГС-Б2/АС			0,36	0,13

Из данных табл. 1 следует, что допустимым уровнем газовой выделенности (по ОСТ 92-9566–82: $\Delta m \leq 1$ %; содержание ЛКВ $\leq 0,1$ %) обладают полимеры ПМГС-Б2, ПМГС-Б3 и ПМГС-Б2/АС.

При исследовании влияния акрилового сополимера, триацетилацетонатов тербия и празеодима на степень отверждения и термостабильность пленок покрытия на основе полиметилгидридсилоксанов с этокси- и бутоксигруппами установлено, что полиметилгидридсилоксан ПМГС-Э при температуре 150 °C отверждается не более чем на 60 %, акриловый сополимер практически полностью вымывается ацетоном. Смесь полиметилгидридсилоксана ПМГС-Э с акриловым сополимером (ПМГС-Э/АС) не отверждается при температуре 20 °C, содержание гель-фракции при этом составляет всего 2,2 %, однако выдержка данной смеси при 150 °C несколько увеличивает содержание гель-фракции. Введение в смесь ПМГС-Э/АС триацетилацетонатов тербия (ТaaТb) и празеодима (ТaaPr) увеличивает содержание гель-фракции до 20–36 %. Наиболее высокое значение содержания гель-фракции получено для полиметилгидридсилоксана с бутоксигруппами ПМГС-Б2 (88,5 %), а также для его смеси со смолой АС при условии его отверждения при температуре 100 °C (58,4 %). Результаты определения содержания гель-фракций представлены в табл. 2.

Таблица 2

Содержание гель-фракций в покрытиях

Пленка	Режим сушки		Содержание гель-фракции, %
	температура, °C	продолжительность, ч	
ПМГС-Э	150	2	57,5
Сополимер бутилметакрилата и амида метакриловой кислоты АС	20	24	0
ПМГС-Э/АС	150	2	13,5
	20	168	2,2
ПМГС-Э/АС + ТaaPr	20	168	36,1
ПМГС-Э/АС + ТaaТb			20,6
ПМГС-Б2	100	1	88,5
ПМГС-Б2/АС			58,4

Для выявления наиболее термостабильного пленкообразующего из ряда исследуемых полиметилгидридсилоксанов проведены дополнительные испытания по определению влияния теплового воздействия на изменение массы лаковых композиций в виде свободных пленок при температурах 100, 150 и 200 °С, результаты которых представлены в табл. 3.

Таблица 3

Влияние теплового воздействия на изменение массы пленок полиметилгидридсилоксанов с этокси- и бутоксигруппами после воздействия различных температур в течение 20 ч

Пленка	Режим сушки		Потеря массы пленки, %, после воздействия температуры, °С		
	температура, °С	продолжительность, ч	100	150	200
ПМГС-Э	150	2	0,8	1	6,8
Сополимер бутилметакрилата и амида метакриловой кислоты АС	20	24	1,6	21	34
АС/ТааТб			1,6	6,4	28,8
АС/ТааПр			1,6	6,8	14
ПМГС-Э/АС			6,5	15	35
ПМГС-Э/АС + ТааТб			6,6	10	22
ПМГС-Э/АС + ТааПр			6,7	12,5	15
ПМГС-Б2 + катализатор П-1			0,5	2	2
ПМГС-Б2/АС			0,5	5	15
ПМГС-Б2	100	1	1,6	2	1,8
ПМГС-Б2/АС			4	5	13

«Холодную» сушку (при температуре 20 °С) осуществляли в течение 24 ч в связи с тем, что за этот период времени достигается максимальное удаление летучих органических соединений. Самую низкую потерю массы имеет полиметилгидридсилоксан с бутоксигруппами ПМГС-Б2 (2 % через 20 ч выдержки при 200 °С) с катализатором П-1. При этих же условиях испытаний потеря массы полиметилгидридсилоксана с этоксигруппами ПМГС-Э составляет 6,8 %. Из данных табл. 3 следует, что потеря массы сополимера бутилметакрилата и амида метакриловой кислоты составляет 21 % уже при 150 °С, однако введение в нее соединений редкоземельных элементов резко снижает потерю массы при температурах 150 и 200 °С. Установлено также, что смесовая композиция ПМГС-Б2/АС холодного отверждения имеет более низкие значения потери массы, чем смесь ПМГС-Э/АС холодного отверждения.

Для оценки влияния различных модификаций полиметилгидридсилоксанов, наполненных оксидом цинка различной структуры, и способов обработки на стабильность основного показателя – коэффициента поглощения α_s изготовлены опытные композиции терморегулирующих эмалей, у которых после нанесения на подложки из алюминиевого сплава определены значения α_s до и после воздействия ультрафиолетового облучения (табл. 4).

Из данных табл. 4 следует, что значение коэффициента поглощения α_s покрытия на основе полиметилгидридсилоксана с бутоксигруппами, модифицированного акриловым сополимером, на 20 % выше по сравнению с покрытием на основе полиметилгидридсилоксана с этоксигруппами, модифицированного акриловым сополимером. Обработка оксида цинка не повлияла на коэффициент поглощения. Наилучшие результаты

по исходному значению коэффициента поглощения и его сохраняемости после воздействия ультрафиолетового излучения показывают покрытия на основе пленкообразующих, наполненных нитевидными кристаллами оксида цинка – композиции 3 и 4.

Таблица 4

Влияние ультрафиолетового облучения на изменение коэффициента поглощения солнечного излучения α_s опытных терморегулирующих покрытий естественной сушки класса «солнечный отражатель»

Условный номер композиции	Пленкообразующее	Оксид цинка (морфология)	Коэффициент поглощения α_s	
			исходный	после облучения в течение 1200 ч
1	ПМГС-Э/АС	Обработка кислородом	0,20	0,26
2		Обработка фтором	0,20	0,28
3		Нитевидные кристаллы	0,16	0,24
4	ПМГС-Б2/АС	Нитевидные кристаллы	0,16	0,22
5*		Обработка кислородом	0,16	0,25
6			0,16	0,19

* В рецептуре использованы нитевидные кристаллы оксида цинка.

Результаты определения потери массы и количества летучих конденсирующихся веществ у некоторых покрытий из табл. 4 представлены в табл. 5. Для получения сравнительных данных испытывали покрытие на основе эмали КО-5191, так как основной задачей было добиться снижения потери массы и количества летучих конденсирующихся веществ именно у этой эмали. Композиции на основе пленкообразующего ПМГС-Б2/АС выбраны для того, чтобы показать, что именно на его основе могут получиться покрытия без применения редкоземельных элементов с требуемыми показателями потери массы, количества летучих конденсирующихся веществ и коэффициента поглощения после облучения.

Таблица 5

Влияние температуры сушки и триацетилацетонатов тербия и празеодима на потерю массы и содержание летучих конденсирующихся веществ (ЛКВ) покрытий

Композиция	Режим сушки		Потеря массы, %	Содержание ЛКВ, %
	температура, °С	продолжительность, ч		
Эмаль КО-5191	150	2	1,3	0,43
	150 (2 ч) + 48 ч вакуумно-тепловой обработки		0,24	0,15
1	20	24	2,0	0,56
1 + 5 % ТaaTb			1,7–2,03	0,37–0,50
1 + 5 % ТaaPr			1,95–2,19	0,44–0,65
3			2,51	0,72
4			0,76	0,05
6	100	2	0,22–0,3	0,05
	20	24	0,18–0,55	0,01–0,04
			1,12	0,04

Исследовали влияние комплексных солей тербия и празеодима с донорно-акцепторными связями на степень отверждения и потерю массы при нагревании в течение 20 ч свободных пленок полиметилгидридсилоксанов с этоксигруппами (табл. 6), а также потерю массы и количество летучих конденсирующихся веществ наполненных терморегулирующих покрытий (табл. 7).

Таблица 6

Содержание гель-фракций и потеря массы пленок полиметилгидридсилоксана с этоксигруппами, модифицированного акриловым сополимером АС естественной сушки

Состав	Содержание гель-фракции, %	Потеря массы после нагревания при температуре 200 °С, %
ПМГС-Э/АС	2,2	33,5
ПМГС-Э/АС с тербием	20,6	22,5
ПМГС-Э/АС с празеодимом	36,1	15

Таблица 7

Потеря массы и количество летучих конденсирующихся веществ (ЛКВ) терморегулирующих покрытий на основе полиметилгидридсилоксана с этоксигруппами, модифицированного акриловым сополимером АС естественной сушки

Состав, наполненный оксидом цинка	Потеря массы, %	Содержание ЛКВ, %
ПМГС-Э/АС	2	0,56
ПМГС-Э/АС с тербием	1,86	0,43
ПМГС-Э/АС с празеодимом	2,07	0,55

Как показывают результаты испытаний, представленные в табл. 6 и 7, введение комплексных солей тербия и празеодима повышает степень отверждения и термостабильность пленок покрытий на основе полиметилгидридсилоксана с этоксигруппами, но оказывается неэффективным в рецептурах терморегулирующих покрытий, наполненных оксидом цинка, для снижения потери массы и количества летучих конденсирующихся веществ.

Следует отметить, что значительно более высокий уровень термостабильности имеет пленка покрытия с катализатором П-1 (табл. 3), у которой потеря массы после нагревания при температуре 200 °С в течение 20 ч составила 2 %, в то время как у пленок с солями тербия и празеодима – соответственно 22 и 15 %.

Значительно большее влияние на свойства терморегулирующих покрытий, чем введение в состав покрытий комплексных солей тербия и празеодима, оказывает замена этоксигрупп в полиметилгидридсилоксане на бутоксигруппы (табл. 8).

Таблица 8

Зависимость свойств терморегулирующего покрытия естественной сушки с акриловым сополимером АС от химического состава полиметилгидридсилоксана и дисперсного наполнителя (оксида цинка, обработанного кислородом)

Состав полиметилгидридсилоксана	Коэффициент поглощения солнечного излучения α_s		Потеря массы, %	Содержание ЛКВ, %
	исходное значение	после УФ-облучения в течение 1200 ч		
С этоксигруппами				
композиция 1	0,2	0,258	2	0,56
композиция 2 (1 + 5 % ТaaТb)	0,19	0,213	1,86 (1,7)	0,53 (0,37)
композиция 3 (1 + 5 % ТaaPr)	0,21	0,238	2,07	0,55
С бутоксигруппами				
композиция 4	0,16	0,186	1,12	0,04

Примечание. В скобках – минимальные значения.

Анализ результатов, представленных в табл. 1 и 8, свидетельствует о том, что продолжительность сушки терморегулирующего покрытия должна быть существенно увеличена по сравнению с продолжительностью сушки непигментированной пленки покрытия (табл. 1), так как растворитель пленкообразователя сорбирован еще и оксидом цинка. Поскольку растворитель пленкообразователя не относится к категории

летучих конденсирующихся веществ, значительное снижение количества конденсирующихся веществ (табл. 8) объясняется большим наполнением терморегулирующего покрытия оксидом цинка.

С большой степенью вероятности можно предположить, что замена акрилового сополимера АС на катализатор на основе платинохлористоводородной кислоты ($\text{H}_2[\text{PtCl}_6] \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) обеспечит естественную сушку, так как зафиксировано рекордно высокое повышение термостабильности у пленок полиметилгидридсилоксанов при использовании катализатора П-1 (табл. 3):

- в 2,5 раза при температуре 150 °С;
- в 7,5 раза при температуре 200 °С.

Очевидно, что катализатор П-1 обеспечивает не только высокую степень отверждения полиметилгидридсилоксанового пленкообразователя с этокси- и бутоксигруппами, но и является антикатализатором (ингибитором) процесса термоокислительной деструкции.

Вследствие значительно более низких значений коэффициента поглощения α_s (табл. 8) терморегулирующих покрытий, в которых в качестве пленкообразователя используется полиметилгидридсилоксан с бутоксигруппами, требуются дополнительные исследования оптических свойств таких пленок с этокси- и бутоксигруппами в диапазоне 0,25–2,5 мкм, что соответствует основным направлениям перспективных исследований до 2030 г. [20].

Заключения

Для повышения уровня свойств терморегулирующих лакокрасочных покрытий с целью обеспечения работы космических аппаратов в жестких условиях космоса исследована возможность модификации кремнийорганического пленкообразующего соединениями различных типов.

Введение хелатных соединений тербия и празеодима в состав непигментированного покрытия на основе полиметилгидридсилоксана с этоксигруппами, используемого в качестве пленкообразователя терморегулирующего покрытия, позволило повысить степень его отверждения и термостабильность, а также снизить количество выделяемых летучих конденсирующихся веществ.

Замена этоксигрупп на бутоксигруппы в полиметилгидридсилоксановом пленкообразователе дает возможность существенно повысить уровень свойств терморегулирующих покрытий, а именно – уменьшить коэффициент поглощения солнечного излучения, потерю массы и содержание летучих конденсирующихся веществ.

Таким образом, по результатам проведенного исследования по определению возможности регулирования свойств терморегулирующих лакокрасочных покрытий класса *солнечный отражатель* до требований, предъявляемых к космической технике, установлено, что такое покрытие может быть разработано на основе полиметилгидридсилоксана с бутоксигруппами и платинохлористоводородного катализатора.

Список источников

1. Гуревич М.М., Ицко Э.Ф., Середенко М.М. Оптические свойства лакокрасочных покрытий. Л.: Химия, 1984. 120 с.
2. ГОСТ Р 59323–2021. Системы космические. Покрытия терморегулирующие для космических аппаратов. Общие требования. М.: Стандартинформ, 2021. 28 с.
3. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 5. С. 7–27.
4. Кондрашов Э.К. Лакокрасочные материалы и покрытия на их основе в машиностроении. М.: Пэйнт-Медиа, 2021. С. 199–215.
5. Кондрашов Э.К., Веренинова Н.П. Терморегулирующие лакокрасочные покрытия класса «Солнечные отражатели» // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2020. № 2. С. 24.

6. Охотин А.С. Космическое материаловедение и технология. М.: Наука, 1977. С. 120–122.
7. Кондрашов Э.К. Терморегулирующие неорганические и полимерные покрытия МКС «Буран» // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2022. № 8. С. 33–38.
8. Доспехи для «Бурана». Материалы и технологии ВИАМ для МКС «Энергия–Буран» / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука и жизнь, 2013. 128 с.
9. Патраев В.Е., Максимов Ю.В. Методы обеспечения надежности бортовой аппаратуры космических аппаратов длительного функционирования // Приборостроение. 2008. № 8. С. 5–12.
10. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века // Перспективные материалы. 2000. № 3. С. 27–36.
11. Чиров А.А., Белякова Н.Г. Изменение прозрачности тонких пленок цезия на поверхности стекла оптических приборов космического аппарата // Поверхность. Рентгеновские синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 12. С. 98–103.
12. Попов Ю.А. Кинетика газовыделения летучих конденсирующихся веществ из органических материалов при длительном термовакuumном воздействии // Сб. тр. 8-й Всесоюз. конф. по динамике разреженных газов. М., 1985. 196 с.
13. ОСТ 92-9566–82. Материалы неметаллические наружных поверхностей изделий. Метод испытания на потерю массы и общее содержание в ней летучих конденсирующихся веществ при вакуумно-тепловом воздействии. М.: Стандартиформ, 1982. 10 с.
14. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ. 2013. № 2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.02.2025).
15. 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). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
16. Бенариев И., Антипов В.В., Хасиков Д.В., Оглодков М.С., Савичев И.Д., Кузнецова П.Е. Исследование структуры и свойств экономнолегированного алюминиевого сплава системы Al–Mg–Sc–Zr, изготовленного методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
17. Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бакрадзе М.М., Дворецкая Е.В., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Инженерия редкоземельных микромагнитов RE–TM–B (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
18. Будиновский С.А., Доронин О.Н., Косьмин А.А., Бенклян А.С. Влияние состояния мишени системы Zr–Y–PЗМ на скорость ее распыления при нанесении керамического слоя ТЗП с помощью установки УОКС-3 // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.02.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-85-92.
19. Хелатообразующие ионообменные смолы. Химическая энциклопедия: в 5 т. М.: Большая Российская Энциклопедия, 1998. Т. 5. Ст. 440.
20. 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. Gurevich M.M., Itsko E.F., Seredenko M.M. *Optical Properties of Paint and Varnish Coatings*. Leningrad: Khimiya, 1984, 120 p.
2. State Standard R 59323–2021. *Space Systems. Thermal Control Coatings for Spacecraft. General Requirements*. Moscow: Standartinform, 2021, 28 p.
3. Kablov E.N. *Materials for Aerospace Technology. Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 5, pp. 7–27.
4. Kondrashov E.K. *Paints and Varnishes and Coatings Based on Them in Mechanical Engineering*. Moscow: Paint-Media, 2021, pp. 199–215.

5. Kondrashov E.K., Vereninova N.P. Solar Reflector Thermal-Regulating Paints and Varnishes. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2020, no. 2, p. 24.
6. Okhotin A.S. *Space Materials Science and Technology*. Moscow: Nauka, 1977, pp. 120–122.
7. Kondrashov E.K. Thermoregulating Inorganic and Polymer Coatings for the Buran ISS. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2022, no. 8. pp. 33–38.
8. *Armor for Buran. VIAM Materials and Technologies for the Energia-Buran ISS*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: Nauka i Zhizn, 2013, 128 p.
9. Patraev V.E., Maksimov Yu.V. Methods for Ensuring the Reliability of Onboard Equipment of Long-Duration Spacecraft. *Priborostroenie*, 2008, no. 8, pp. 5–12.
10. Kablov E.N. Main directions of development of materials for aerospace technology of the 21st century. *Perspektivnye materialy*, 2000, no. 3, pp. 27–36.
11. Chirov A.A., Belyakova N.G. Changes in the transparency of thin cesium films on the glass surface of spacecraft optical instruments. *Poverkhnost. Rentgenovskie sinkhrotronnnye i neytronnye issledovaniya*, 2013, no. 12, pp. 98–103.
12. Popov Yu.A. Kinetics of outgassing of volatile condensable substances from organic materials under long-term thermal vacuum exposure. *Proc. 8th All-Union Conf. on Rarefied Gas Dynamics*. Moscow, 1985, 196 p.
13. Industry standard 92-9566–82. *Non-metallic materials for external surfaces of products. Test method for mass loss and total content of volatile condensable substances therein under vacuum-thermal exposure*. Moscow: Standartinform, 1982, 10 p.
14. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Rare metals and rare earth elements – materials of modern and future high technologies. *Trudy VIAM*, 2013, no. 2, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 11, 2025).
15. 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), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
16. Benarieb I., Antipov V.V., Khasikov D.V., Oglodkov M.S., Savichev I.D., Kuznetsova P.E. Study of structure and properties of sparsely alloyed aluminum alloy of Al–Mg–Sc–Zr system, produced by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
17. Korolev D.V., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Bakradze M.M., Dvoretzkaya E.V., Koplak O.V., Morgunov R.B. Rare-earth RE–TM–B micromagnets engineering (review). *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
18. Budinovskiy S.A., Doronin O.N., Kosmin A.A., Benklyan A.S. Influence of the state of the YSZ target on its sputtering rate during deposition of a TBC ceramic layer by the UOKS-3 unit. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-85-92.
19. *Chelating ion-exchange resins. Chemical encyclopedia*: in 5 vols. Moscow: Great Russian Encyclopedia, 1998, vol. 5, art. 440.
20. 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

Кондрашов Эдуард Константинович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Eduard K. Kondrashov, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 08.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.04.2025.
The article was submitted 08.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 15.04.2025.

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-112-123

ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6

С.А. Наприенко¹, П.Н. Медведев¹, А.А. Левченко¹

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

Аннотация. Проведено исследование влияния различных значений коэффициента асимметрии цикла нагружения R (от -1 до $0,9$) при определении минимальных и максимальных значений изгибающего момента при нагружении на базе $N = 10^6$ циклов, при которых происходит разрушение. Выявлено, что изменение значений R от -1 до $0,7$ не приводит к изменению строения излома в зоне усталостного развития трещины. При R , равном $0,8$ и $0,9$, усталостное разрушение происходит с формированием фасеток скола. В α - и β -фазах остаточные макро- и микродеформации кристаллической решетки увеличиваются с увеличением значений R и максимальных напряжений.

Ключевые слова: коэффициент асимметрии цикла, титановые сплавы, сплав VT6, фрактография, пластическая деформация

Для цитирования: Наприенко С.А., Медведев П.Н., Левченко А.А. Влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения на особенности разрушения титанового сплава VT6 // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-112-123.

Scientific article

INFLUENCE OF THE COEFFICIENT OF ASYMMETRY OF THE LOADING CYCLE ON THE FEATURES OF DESTRUCTION OF TITANIUM ALLOY VT6

S.A. Naprienko¹, P.N. Medvedev¹, A.A. Levchenko¹

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

Abstract. The influence of various values of the asymmetry coefficient of the loading cycle R (-1 to $0,9$) in determining the minimum and maximum values of the bending moment during loading based on $N = 10^6$ cycles at which fracture occurs has been studied. It was revealed that the change in R values from -1 to $0,7$ do not lead to a change in the fracture structure in the zone of fatigue crack development. At R equal to $0,8$ and $0,9$, fatigue failure occurs with the formation of chip facets. In the α - and β -phases, the residual macro- and micro-deformations of the crystal lattice increase with increasing values of R and maximum stresses.

Keywords: cycle asymmetry coefficient, titanium alloys, alloy VT6, fractography, plastic deformation

For citation: Naprienko S.A., Medvedev P.N., Levchenko A.A. Influence of the coefficient of asymmetry of the loading cycle on the features of destruction of titanium alloy VT6. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-112-123.

Введение

В процессе эксплуатации большинство деталей газотурбинных двигателей, наземных газотурбинных установок и паровых турбин испытывают циклические нагрузки. При этом прикладываемая циклическая нагрузка может иметь различное соотношение минимальных и максимальных значений сжимающих и растягивающих нагрузок – коэффициента асимметрии цикла нагружения (R). Титановые сплавы применяются при изготовлении особо ответственных деталей, в том числе и крупногабаритных. Однако при эксплуатации и испытаниях иногда происходит разрушение данных деталей. Анализ причин разрушения – важнейшая задача, позволяющая применить мероприятия по снижению вероятности подобных разрушений в будущем, что в свою очередь отразится на повышении ресурса и надежности деталей [1–4].

Основным объектом исследований при определении причин разрушения является излом. Формируемая в процессе разрушения поверхность несет в себе информацию об условиях нагружения. Однако в связи с тем, что фрактографический анализ носит сравнительный характер, для однозначной интерпретации результатов исследований необходимо проводить испытания и исследования образцов в лабораторных условиях при заданных условиях нагружения [5, 6].

Дополнительный интерес представляет деформированная структура сплава вблизи поверхности разрушения. Исследования показывают, что данная деформированная область, как и излом, может иметь свои уникальные особенности в зависимости от условий нагружения [7–9].

При эксплуатации детали испытывают циклические нагрузки в широком диапазоне значений коэффициента асимметрии цикла нагружения. Таким образом, оценка влияния коэффициента асимметрии цикла нагружения (вплоть до циклического растяжения с $R = 0,9$) на свойства материала является важной задачей [10–12].

В связи с тем, что титановый сплав ВТ6 является одним из самых распространенных сплавов, применяемых при производстве крупногабаритных высоконагруженных деталей, выявление фрактографических особенностей и особенностей деформированного слоя вблизи поверхности разрушения на образцах, испытанных с различными коэффициентами асимметрии цикла нагружения, является актуальной и необходимой задачей [13–15].

Материалы и методы

В качестве объекта исследований отобраны образцы из штамповки титанового сплава ВТ6 с бимодальной структурой, соответствующей второму типу по 9-типной шкале для ($\alpha + \beta$)-сплавов по ПИ 1.2-785–2009 (рис. 1). Определено, что предел прочности материала $\sigma_b = 1000$ МПа, а предел текучести $\sigma_{0,2} = 940$ МПа.

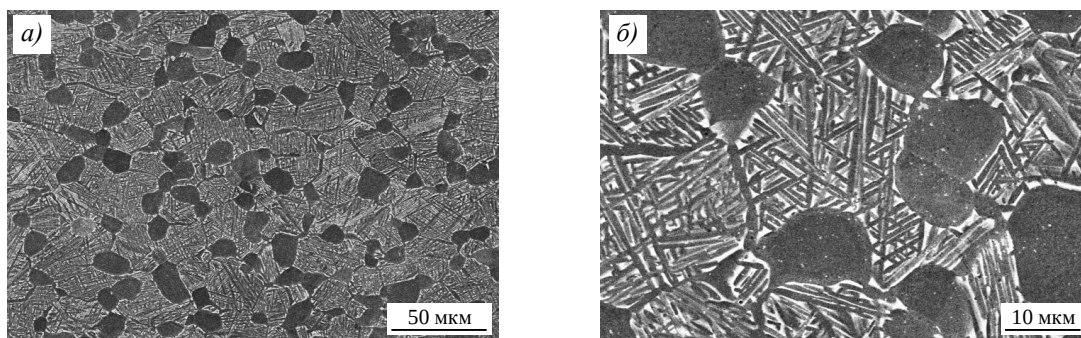


Рис. 1. Микроструктура ($a - \times 500$; $b - \times 2000$) штамповки титанового сплава ВТ6 в отожженном состоянии

Из штамповки изготовлены образцы квадратного сечения 10×10 мм длиной 55 мм с боковым надрезом на длинной стороне, выполненным на электроэрозионном станке, глубиной 1 мм и радиусом 0,3 мм (рис. 2).

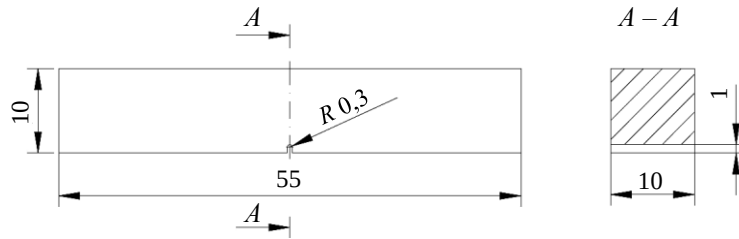


Рис. 2. Образец для испытаний

Во время испытания образцы подвергали циклическому нагружению по схеме четырехточечного изгиба при определенных значениях коэффициента асимметрии цикла нагрузки R . Эксперименты проводили с использованием резонансной испытательной машины. Частота циклов при нагружении данных образцов в начале испытаний составляла ~100 Гц; за базу испытаний взято количество циклов $N = 10^6$.

Испытания проводили при разных значениях R : от симметричного (–1) до циклического растяжения (0,9).

Коэффициент асимметрии цикла определяли как отношение минимального значения изгибающего момента, действующего на образец в цикле, к максимальному:

$$R = \frac{M_{\min}}{M_{\max}}. \quad (1)$$

Фрактографические и микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе, исследование области пластической деформации – на микрошлифах, которые ориентированы перпендикулярно поверхности излома на расстоянии 0,5 мм от концентратора напряжений (образец 1 на рис. 3).

Проведен также рентгеноструктурный анализ непосредственно на изломе (образец 2 на рис. 3) и под его поверхностью на расстоянии 5 мм (образец 3 на рис. 3), чтобы выявить особенности изменения структуры в процессе разрушения относительно исходного состояния материала образцов. Рентгеновскую съемку проводили с направления, перпендикулярного плоскости разрушения, поэтому измеренные в этом направлении периоды решетки пересчитаны в величину остаточной макродеформации. Расчет деформации проведен по формуле

$$\varepsilon = \frac{a_0 - a_{\text{crack}}}{a_0}, \quad (2)$$

где a_0 – период решетки в исходном состоянии (образец 3, рис. 3); a_{crack} – период решетки, измеренный с плоскости разрушения.

Под термином остаточная микро- и макродеформация, определяемая рентгеновским дифракционным методом, понимается как остаточная упругая деформация, приводящая соответственно к уширению и смещению рентгеновской линии. Данные термины связаны с макро- и микронапряжениями (через закон Гука) и являются устойчивыми понятиями в области рентгеноструктурного анализа [16, 17].

Для того чтобы оценить ширину зоны пластической деформации, с использованием рентгеновского дифрактометра проанализировали изменение уширения рентгеновской линии по мере удаления от плоскости разрушения. Измерения выполняли с помощью коллимированного рентгеновского пучка в форме штриха, который увеличен вдоль плоскости излома и максимально сужен в поперечном направлении.

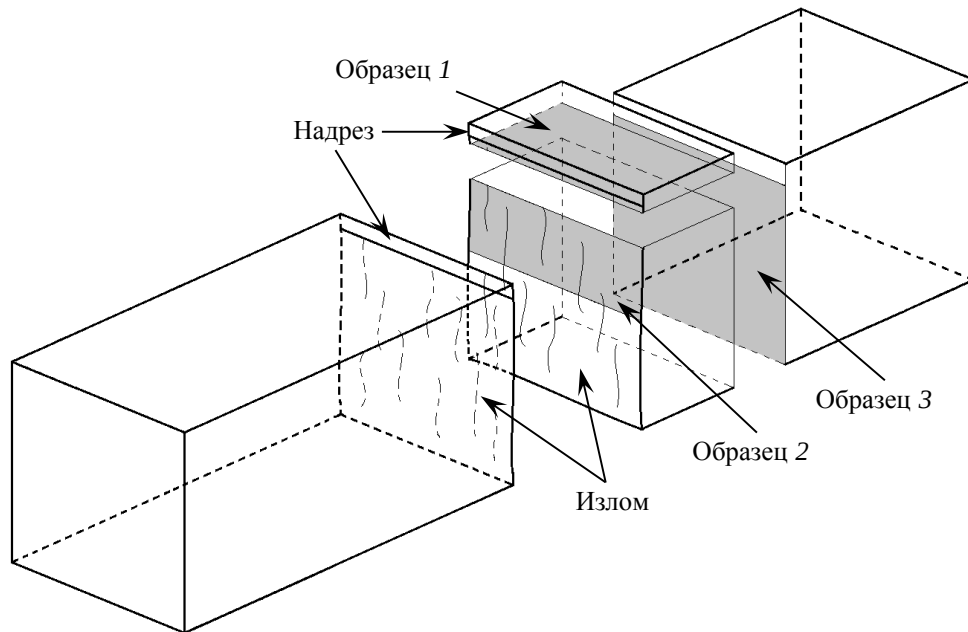


Рис. 3. Схема отбора образцов для исследования зоны пластической деформации методом рентгеноструктурного анализа (серым цветом показана плоскость исследования)

Для устранения геометрического уширения размеров пучка проведена асимметричная съемка при луче, падающем перпендикулярно плоскости образца. Съемку проводили с помощью перемещения счетчика в угловом диапазоне $2\theta = 73,8\text{--}79,8$ градусов, в который попадают три линии от плоскостей $\alpha\text{-Ti}$: $(20\bar{2}0)$, $(11\bar{2}2)$ и $(20\bar{2}1)$. Съемку осуществляли с шагом 50 мкм в направлении от поверхности излома вглубь образца с применением прецизионного пятикоординатного столика для образцов.

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

Результаты исследований

При испытаниях задавали значения размаха изгибающего момента M и значения R . Данные параметры определяли минимальные и максимальные значения изгибающего момента в цикле нагружения ($M_{\min}$ и $M_{\max}$).

Напряжения σ , действующие в концентраторе, определяли как произведение номинальных напряжений σ_n и теоретического коэффициента концентрации напряжений α_σ :

$$\sigma = \sigma_n \cdot \alpha_\sigma. \quad (3)$$

Значения номинальных напряжений определяли исходя из геометрических размеров образца и прикладываемого изгибающего момента по формуле

$$\sigma_n = 6M/da^2, \quad (4)$$

где d – ширина образца; a – высота образца в месте концентратора.

Определение теоретического коэффициента концентрации напряжений α_σ производили исходя из геометрических размеров образца в соответствии с п. 1.4.2. и чертежом 48 приложения 3 к ГОСТ 25.504–82. Таким образом, коэффициент концентрации $\alpha_\sigma = 3,6$.

В ходе испытаний определяли максимальное напряжение цикла $\sigma_{\max}$, при котором долговечность до разрушения составила $N = 10^6$ циклов по методу «лестницы», приведенному в работе [7]. Следует отметить, что данный метод испытаний не описан в ГОСТ 25.502–79, а полученные значения применены для выявления общих тенденций.

Начальное амплитудное значение изгибающего момента при циклическом нагружении соответствовало напряжению, которое действует в надрезе и составляет 0,8 от предполагаемого максимального напряжения цикла $\sigma_{\max}$ при $N = 10^6$ циклов для сплава ВТ6 при заданном значении R .

В процессе испытаний все образцы доводились до разрушения. Если образец успешно проходил базу испытаний без разрушения, то размах изгибающего момента в цикле нагружения ΔM увеличивали на 1 Н·м. При испытании каждого из образцов происходило не менее трех повышений ΔM до разрушения. Единообразие проведения испытаний позволяет не учитывать предыдущие этапы нагружения, так как накопление повреждений до процесса разрушения образцов, испытанных при различных значениях R , аналогично.

За величину $\sigma_{\max}$ принимали максимальное значение напряжений в цикле, при котором образец выдерживал $N = 10^6$ циклов при заданном значении коэффициента асимметрии цикла нагружения R .

Если резонансная частота испытательной машины уменьшалась более чем на 0,5 %, образец считался разрушенным при текущих параметрах испытаний. Затем образец доводили до полного разрушения при тех же условиях.

Во время испытания титанового сплава ВТ6 при различных значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения – от симметричного цикла ($R = -1$) до циклического растяжения ($R = 0,9$) – определены значения $\sigma_{\max}$ (табл. 1).

Таблица 1

Результаты испытаний на определение максимальных напряжений цикла $\sigma_{\max}$, при котором долговечность до разрушения составила $N = 10^6$ циклов, для титанового сплава ВТ6 при различных значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения

Условный номер образца	R	ΔM	$M_{\min}$	$M_{\max}$	$\Delta \sigma$	$\sigma_{\min}$	$\sigma_{\max}$
		Н·м			МПа		
1	-1	24	-12	12,0	640	-320	320
2	-0,9	23	-10,9	12,1	613	-290	323
3	-0,8	22	-9,8	12,2	587	-261	326
4	-0,7	24	-9,9	14,1	640	-264	376
5	-0,6	21	-7,9	13,1	560	-210	350
6	-0,5	23	-7,7	15,3	613	-204	409
7	-0,4	18	-5,1	12,6	480	-137	343
8	-0,3	17	-3,9	13,1	453	-105	348
9	-0,2	16	-2,7	13,3	427	-71	356
10	-0,1	17	-1,5	15,5	453	-41	412
11	0	17	0	17,0	453	0	453
12	0,1	15	1,7	16,7	400	44	444
13	0,2	14	3,5	17,5	373	93	466
14	0,3	14	6,0	20,0	373	160	533
15	0,4	13	8,7	21,7	347	231	578
16	0,5	12	12,0	24,0	320	320	640
17	0,6	12	18,0	30,0	320	480	800
18	0,7	12	28,0	40,0	320	747	1067*
19	0,8	11	44,0	55,0	293	1173*	1467*
20	0,9	8	72,0	80,0	213	1920*	2133*

* Значения напряжений, которые могут использоваться в качестве оценочных.

Результаты испытаний показывают, что при изменении значений параметра R от -1 до $0,9$ значение амплитуды напряжений $\Delta\sigma$, действующих в концентраторе при определении $\sigma_{\max}$, снижается с 640 до 213 МПа. Следует отметить, что определенные в результате расчетов напряжения при R , равном $0,7$; $0,8$ и $0,9$, превышают предел текучести сплава и могут использоваться только в качестве оценочных значений.

На всех испытанных образцах проведены фрактографические исследования. Результаты исследований показали, что на начальном этапе развития усталостных трещин разрушение происходит с формированием фасеток скола (рис. 4, *а*). По мере развития трещин на поверхностях изломов образцов, испытанных при значениях R от -1 до $0,7$, появляются усталостные плато, на поверхности которых формируются усталостные бороздки, а их шаг увеличивается (рис. 4, *б*, *в*). На определенном этапе происходит развитие усталостных трещин только с формированием усталостных бороздок, шаг которых растет по мере увеличения длины трещины (рис. 4, *б-г*). На образцах, испытанных при значениях R , равных $0,8$ и $0,9$, по мере развития усталостного разрушения поверхности излома огрубляются, однако смены строения излома с фасеточного рельефа не наблюдается до самого долома (рис. 4, *д*). Статический долом на всех образцах представлен пластичным мелкоячеистым рельефом (рис. 4, *е*).

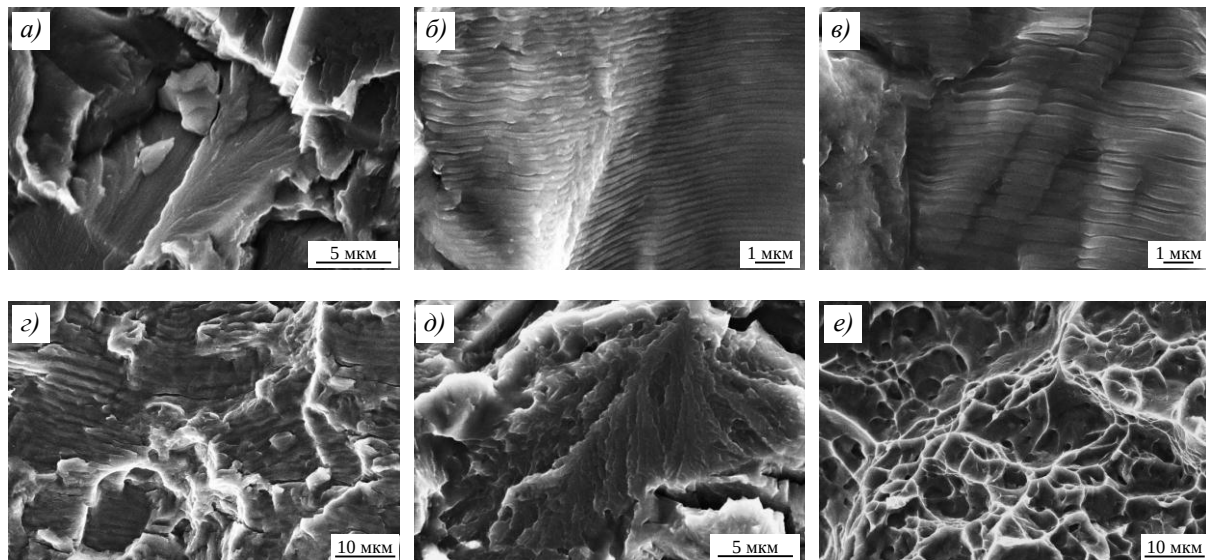


Рис. 4. Строение изломов образцов на различных этапах развития усталостной трещины: *а* – очаговая зона разрушения; *б-г* – зона усталостного развития трещины при R от -1 до $0,7$; *д* – зона усталостного развития трещины при R $0,8$ и $0,9$; *е* – статический долом

На образцах, испытанных с коэффициентом асимметрии цикла R : -1 ; $-0,2$; $0,2$; $0,6$; $0,7$ и $0,8$, проведены рентгеноструктурные исследования. Значения параметров решетки и микродеформации кристаллической решетки для α - и β -фаз получены с поверхности излома (образец 2 на рис. 3) и на удалении от излома (образец 3 на рис. 3). Полученные данные позволили рассчитать изменение микродеформаций и параметров решеток α - и β -фаз в зоне разрушения по отношению к исходному материалу (табл. 2 и 3).

Исследования показали, что в зоне разрушения формируются сжимающие остаточные макродеформации.

Нагружение при R , равном -1 и $-0,2$, практически не оказывает влияния на формирование остаточных макро- и микродеформаций решетки по сравнению с испытаниями при R , равном $0,2$; $0,6$ и $0,8$.

Таблица 2

Результаты рентгеноструктурного анализа α -фазы при значениях коэффициента асимметрии цикла от -1 до $0,8$

R	Период решетки a			Период решетки c			Микродеформация решетки, %		
	исходное состояние	после деформации	Δ^* , %	исходное состояние	после деформации	Δ^* , %	исходное состояние	после деформации	Δ
	пм			пм					
−1	292,23	292,26	0,011	466,66	466,05	0,131	0,088	0,311	0,079
−0,2	292,30	292,21	0,030	466,74	466,45	0,062	0,091	0,137	0,046
0,2	292,33	291,96	0,126	466,77	465,97	0,172	0,083	0,221	0,138
0,6	292,27	291,69	0,200	466,67	464,91	0,379	0,080	0,259	0,179
0,7	292,26	291,69	0,195	466,71	464,88	0,394	0,078	0,296	0,218
0,8	292,24	291,69	0,191	466,75	464,92	0,394	0,076	0,167	0,235
* Макродеформация									

* Макродеформация.

Таблица 3

Результаты рентгеноструктурного анализа β -фазы при значениях коэффициента асимметрии цикла от -1 до $0,8$

R	Период решетки <i>a</i>			Микродеформация решетки, %		
	исходное состояние	после деформации	Δ*, %	исходное состояние	после деформации	Δ
	пм					
−1	321,01	320,73	0,088	0,154	0,333	0,179
−0,2	321,12	320,74	0,117	0,099	0,156	0,057
0,2	321,14	320,10	0,321	0,100	0,389	0,289
0,6	321,19	319,62	0,488	0,221	0,425	0,204
0,7	321,26	319,29	0,611	0,156	0,574	0,418
0,8	321,32	319,32	0,623	0,091	0,692	0,601
* Микродеформация						

* Макродеформация.

На образце с $R = 0,8$ проведен анализ глубины деформированного слоя (образец 1 на рис. 3). Выбран шаг сканирования 50 мкм, который позволяет не выявлять зону пластической деформации в поперечном направлении относительно поверхности разрушения.

Обсуждение и заключения

Анализ результатов испытаний показывает, что при небольших значениях R (от -1 до $-0,2$) значения максимальных напряжений в цикле нагружения изменяются незначительно – от 320 до 356 МПа (табл. 1, рис. 5). Это свидетельствует о том, что при наличии в цикле нагружения сжимающих напряжений существует пороговое значение максимальных напряжений в цикле, которое практически не зависит от асимметрии и амплитуды. При переходе к отнулевому циклу и нагружению в области циклического растяжения происходит повышение максимальных напряжений в цикле. При $R > 0,7$ расчетные напряжения превышают предел текучести, поэтому принято, что при значениях R от 0,7 до 1 действующие напряжения меняются от предела текучести $\sigma_{0,2} = 940$ МПа до предела прочности $\sigma_b = 1000$ МПа. При $R = 1$ реализуется однократное статическое нагружение.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают, что действие растягивающих напряжений при нагружении приводит к формированию сжимающих остаточных макродеформаций в зоне разрушения. Зависимость остаточных макродеформаций от коэффициента асимметрии цикла имеет форму сигмоиды (рис. 6).

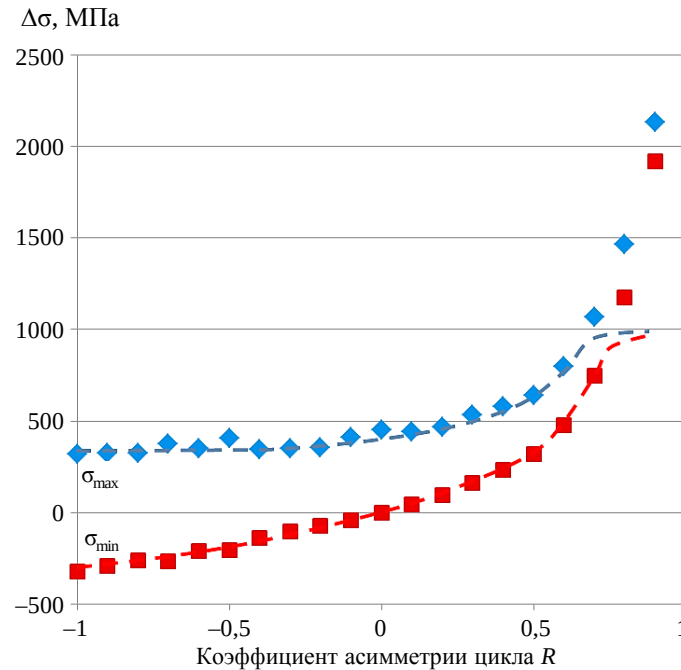


Рис. 5. Значения максимальных и минимальных напряжений, действующих в цикле нагружения при различных значениях R при определении долговечности образцов из титанового сплава ВТ6 (■, ◆ – рассчитанные по ГОСТ 25.504–82 без учета пластической деформации; — —, — с учетом пластической деформации)

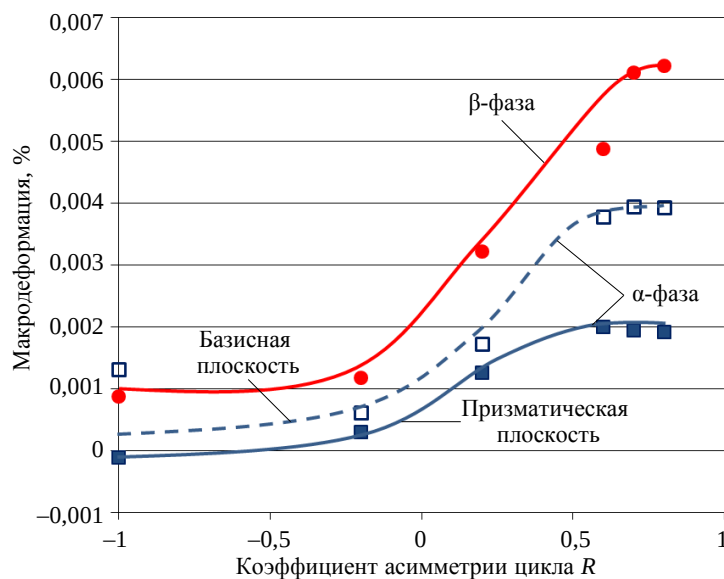


Рис. 6. Макродеформация на поверхности излома при различных значениях R

При низких значениях R (-1 и $-0,2$) уровень остаточных макро- и микродеформаций решеток α - и β -фаз незначителен (табл. 2 и 3, рис. 6). При повышении значений R от $-0,2$ до $0,6$ уровень остаточных макро- и микродеформаций растет. Это, по-видимому, объясняется увеличением размера зоны пластической деформации в вершине растущей трещины вследствие действия в цикле нагружения растягивающих напряжений более высокого уровня. При значениях R , равных $0,6$; $0,7$ и $0,8$, уровень остаточных макродеформаций практически не изменяется. Таким образом, зависимость

остаточной макродеформации от коэффициента асимметрии цикла схожа с изменением значений максимальных напряжений в цикле нагружения, представленных на рис. 5.

Анализ результатов фрактографических исследований показывает, что изменение значений R от -1 до $0,7$ не приводит к существенному изменению строения излома в зоне усталостного развития трещины, которое представлено бороздчатым микрорельефом. При коэффициентах асимметрии цикла $0,8$ и $0,9$ усталостное разрушение сопровождается образованием фасеток скола.

Подобное разрушение с формированием фасеток скола наблюдается при усталостном нагружении титановых сплавов с выдержкой при максимальной нагрузке (dwell-эффект) [18–20] и в условиях холодной ползучести при напряжениях, близких к пределу текучести сплава [21, 22].

При значениях коэффициента асимметрии цикла нагружения, близких к 1 , происходят статическое нагружение до высокого уровня и наложение циклического нагружения амплитуды низкого уровня. Таким образом, можно предположить, что значительный вклад в процесс пластической деформации при разрушении в процессе циклического нагружения при высоком значении R вносит механизм холодной ползучести.

В ряде работ [23, 24] показано, что в процессе низкотемпературной ползучести в материале происходит перераспределение напряжений между «мягкими» и «твердыми» зернами. Это приводит к накоплению дислокаций в α -фазе и, как следствие, к хрупкому разрушению.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотруднику НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, кандидату технических наук О.С. Кашапову за важные замечания и рекомендации, которые использованы при написании данной статьи.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 64–67.
2. Каблов Е.Н. Жаропрочные конструкционные материалы // Литейное производство. 2005. № 7. С. 2–7.
3. Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Опыт ВИАМ в области разработки и исследования экономнолегированных титановых сплавов нового поколения // Труды ВИАМ. 2016. № 9 (45). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5.
4. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов – гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.
5. Проходцева Л.В., Ерасов В.С., Лаврова О.Ю., Лавров А.В. Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава BT3-1 // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 2 (23). С. 54–58.
6. Банников М.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Исследование стадийности разрушения титановых сплавов в режиме много- и гистоциклового усталости на основе морфологии поверхности разрушения // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2015. № 3. С. 15–24.
7. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Автаев В.В. Влияние морской воды на сопротивление многоциклового усталости сплава BT3-1 при различных коэффициентах асимметрии нагружения // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-115-124.

8. Шакиртов М.М. О влиянии коэффициента асимметрии цикла внешней нагрузки на характеристики цикла нагружения материала при вершине трещиновидного дефекта // Труды МАИ. 2016. № 89. С. 5.
9. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264 с.
10. Абалхан Д.Ю., Чигвинцев Р.А. Влияние асимметрии цикла нагружения на кинетику роста усталостных трещин в титановых сплавах // XXVII Регион. конф. молодых ученых и исследователей Волгоградской области: сб. материалов конф. Волгоград, 2022. С. 78–80.
11. Горбовец М.А., Беляев М.С., Ходинев И.А., Лукьянова М.И. Исследование малоциклового усталости жаропрочных сплавов при «жестком» цикле нагружения // Цветные металлы. 2017. № 2. С. 91–95. DOI: 10.17580/tsm.2017.02.15.
12. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
13. Капустин В.И., Захарченко К.В., Черепанова В.К., Шаяпов В.Р. Исследование диссипативных процессов сплава ВТ6 при усталости // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 4 (69). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
14. 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). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
15. Яковлев А.Л., Арисланов А.А., Путырский С.В., Ночовная Н.А. Исследование механических свойств и структуры крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава ВТ6ч // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-12-18.
16. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов; 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
17. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
18. Наприенко С.А., Медведев П.Н., Раевских А.Н., Попов М.А. Дифракционные методы исследования при анализе зоны пластической деформации под поверхностью разрушения // Вестник московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2019. № 4 (127). С. 97–110.
19. Bache M.R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions // International Journal of Fatigue. 2003. Vol. 25. P. 1079–1087.
20. Mills M., Ghosh S., Rokhlin S. et al. The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242. New Jersey, 2018. 198 p.
21. Наприенко С.А., Кашапов О.С., Зайцев Д.В., Медведев П.Н. Особенности разрушения титанового сплава ВТ8-1 в условиях холодной ползучести // Деформация и разрушение материалов. 2024. № 6. С. 30–38.
22. Zhihong W., Hongchao K., Nana C. et al. Recent developments in cold dwell fatigue of titanium alloys for aero-engine applications: a review // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 20. P. 469–484.
23. Dunne F.P.E., Rugg D. On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 2008. No. 31. P. 949–958. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2008.01284.x.
24. Stroh A.N. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow // Proceedings of the Royal Society a Mathematical, Physical and Engineering Sciences. 1954. No. 223. P. 404–414. DOI: 10.1098/rspa.1954.0124.

References

1. Kablov E.N. Structural and functional materials – the basis of economic and scientific-technical development of Russia. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 1, pp. 64–67.
2. Kablov E.N. Heat-resistant structural materials. *Liteynoe proizvodstvo*, 2005, no. 7, pp. 2–7.
3. Nochovnaya N.A., Panin P.V., Kochetkov A.S., Bokov K.A. VIAM experience in the field of development and research of economically alloyed titanium alloys of new generation. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9 (45), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 14, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-5-5.
4. Kablov E.N. Quality control of materials – a guarantee of safety of operation of aviation equipment. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2001, no. 1, pp. 3–8.
5. Prohodceva L.V., Erasov V.S., Lavrova O.Ju., Lavrov A.V. Influence of form of cycle on fatigue properties and microstructure of breaks of VT3-1 titanium alloy. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 2, pp. 54–58.
6. Bannikov M.V., Oborin V.A., Naimark O.B. Study of the stages of fracture of titanium alloys in the mode of high- and hygcycle fatigue based on the morphology of the fracture surface. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*, 2015, no. 3, pp. 15–24.
7. Ospennikova O.G., Napriyenko S.A., Avtayev V.V. Boundary between single-crystal substrate and received by selective laser melting alloy ZhS32-VI structural and phase changes after high temperatures and tension influence investigation. *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 14, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-115-124.
8. Shakirtov M.M. On the influence of the external load cycle asymmetry coefficient on the characteristics of the material loading cycle at the tip of a crack-like defect. *Trudy MAI*, 2016, no. 89, p. 5.
9. Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., Limar L.V. *Fractal diagnostics of fracture of metallic materials and structures*. Moscow: MISiS, 2007, 264 p.
10. Abalkhan D.Yu., Chigvintsev R.A. Influence of loading cycle asymmetry on the kinetics of fatigue crack growth in titanium alloys. *XXVII Regional Conf. of Young Scientists and Researchers of the Volgograd Region: Collection of Conf. Proc. Volgograd*, 2022, pp. 78–80.
11. Gorbovets M.A., Belyaev M.S., Khodynev I.A., Lukyanova M.I. Study of low-cycle fatigue of heat-resistant alloys under a «hard» loading cycle. *Tsvetnye metally*, 2017, no. 2, pp. 91–95. DOI: 10.17580/tsm.2017.02.15.
12. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
13. 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), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-96-111.
14. 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), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-23-35.
15. Yakovlev A.L., Arislanov A.A., Putyrsky S.V., Nochovnaya N.A. Study of mechanical properties and structure of large-sized semi-finished products made of VT6ch titanium alloy. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-12-18.
16. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis: textbook for universities*; 4th ed., add. and rev. Moscow: MISiS, 2002, 360 p.
17. Umansky Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Crystallography, X-ray diffraction and electron microscopy*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 632 p.
18. Naprienko S.A., Medvedev P.N., Raevskikh A.N., Popov M.A. Diffraction research methods in the analysis of the plastic deformation zone under the fracture surface. *Vestnik moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Baumana. Ser.: Mechanical Engineering*, 2019, no. 4 (127), pp. 97–110.

19. Bache M.R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions. *International Journal of Fatigue*, 2003, vol. 25, pp. 1079–1087.
20. Mills M., Ghosh S., Rokhlin S. et al. *The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242*. New Jersey, 2018, 198 p.
21. Naprienko S.A., Kashapov O.S., Zaitsev D.V., Medvedev P.N. Features of fracture of titanium alloy VT8-1 under cold creep conditions. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2024, no. 6, pp. 30–38.
22. Zhihong W., Hongchao K., Nana C. et al. Recent developments in cold dwell fatigue of titanium alloys for aero-engine applications: a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 20, pp. 469–484.
23. Dunne F.P.E., Rugg D. On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2008, no. 31, pp. 949–958. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2008.01284.x.
24. Stroh A.N. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow. *Proceedings of the Royal Society a Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1954, no. 223, pp. 404–414. DOI: 10.1098/rspa.1954.0124.

Информация об авторах

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

Медведев Павел Николаевич, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Левченко Алексей Александрович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Pavel N. Medvedev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 01.09.2025; получена после доработки 24.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.09.2025.
The article was submitted 01.09.2025; received in revised form 24.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 17.09.2025.

Научная статья

УДК 621.762

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-124-134

ОСОБЕННОСТИ ОЦЕНКИ ВИХРЕТОКОВЫМ МЕТОДОМ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО TiAl-СПЛАВА, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

В.С. Шитиков¹, С.С. Пичугин¹, Р.Р. Акбулатов¹, П.В. Панин¹

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

Аннотация. Проанализирована возможность раздельного вихретокового контроля свойств деталей из интерметаллидного TiAl-сплава, полученных с применением аддитивных технологий. Проведен расчет изменения сигнала с помощью разработанной математической модели для случаев изменения электропроводности только поверхностного слоя, только основания, а также всего объекта контроля. Установлено, чтобы достичь необходимой устойчивости решения системы уравнений для получения свойств по глубине, нижняя частота должна быть менее 300 кГц, верхняя – более 600 кГц.

Ключевые слова: вихретоковый контроль, накладной вихретоковый преобразователь, математическое моделирование, оценка свойств, структуроскопия, аддитивные технологии, селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС), горячее изостатическое прессование (ГИП)

Для цитирования: Шитиков В.С., Пичугин С.С., Акбулатов Р.Р., Панин П.В. Особенности оценки вихретоковым методом свойств деталей из интерметаллидного TiAl-сплава, полученных с применением аддитивных технологий // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-124-134.

Scientific article

FEATURES OF THE EDDY CURRENT METHOD ASSESSMENT OF PROPERTIES PARTS MADE OF INTERMETALLIC TiAl ALLOY, OBTAINED USING ADDITIVE TECHNOLOGIES

V.S. Shitikov¹, S.S. Pichugin¹, R.R. Akbulatov¹, P.V. Panin¹

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

Abstract. The possibility of separate eddy current control of the properties of intermetallic TiAl alloy parts obtained using additive technologies is analyzed. The calculation of the signal change was carried out using the developed mathematical model for cases of changes in the electrical conductivity of only the surface layer, only the substrate, and the entire control object. It is established that in order to achieve the necessary stability of solving the system of equations for obtaining depth properties, the lower frequency should be less than 300 kHz, and the high frequency should be more than 600 kHz.

Keywords: eddy current testing, surface eddy current probe, mathematical modeling, property evaluation, structuroscopy, additive manufacturing, electron beam melting (EBM), hot isostatic pressing (HIP)

For citation: Shitikov V.S., Pichugin S.S., Akbulatov R.R., Panin P.V. Features of the eddy current method assessment of properties parts made of intermetallic TiAl alloy, obtained using additive technologies. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-124-134.

Введение

Аддитивные технологии имеют большое промышленное значение благодаря возможности высокопроизводительного изготовления изделий со сложной геометрической формой, обладающих улучшенными свойствами по сравнению с изделиями, выполненными традиционными методами [1]. Процесс изготовления включает повторяющиеся циклы нагревания и остывания материала, которые характеризуются пространственными изменениями температуры. Вблизи зоны плавления возникают локальные неоднородности расширения и сжатия материала (в первую очередь металлического), обусловленные высокими температурными градиентами, что вызывает образование тепловых деформаций и, как следствие, остаточных напряжений I рода (макронапряжений). Релаксация остаточных напряжений, превышающих предел текучести материала, может привести к деформации, короблению и даже растрескиванию готовой детали, что делает ее непригодной для использования [2, 3].

Селективное лазерное сплавление (СЛС) – один из наиболее распространенных методов аддитивного производства металлов, в котором в качестве источника энергии используется лазер. Из-за быстрого процесса плавления и затвердевания при СЛС в металле часто формируются мелкие столбчатые зерна, а также могут образовываться большие и анизотропные остаточные напряжения [3, 4] и микродефекты (поры, несплавления и иные несплошности). Для устранения дефектности и минимизации остаточных напряжений используется горячее изостатическое прессование (ГИП) [5–7]. Это вид термообработки, который включает одновременное приложение высокого давления и температуры к детали, как правило, помещенной в герметичную камеру с инертным газом (чаще всего аргоном). При этом материал уплотняется, устраняется пористость и снижаются остаточные напряжения, что может способствовать рекристаллизации и росту зерен. В зависимости от материала и параметров ГИП может изменяться микроструктура, что, в свою очередь, может повлиять на механические свойства изделия.

Селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС) – аддитивная технология, при которой металлический порошок послойно расплавляется и сплавляется в вакууме с помощью сфокусированного электронного луча. Высокие температуры и скорости процесса синтеза оказывают значительное влияние на остаточные напряжения и микроструктуру [8, 9].

Для оценки структурного состояния и остаточных напряжений в аддитивном производстве используются различные методы [4, 10–13].

Для оценки напряжений наиболее распространенными методами неразрушающего контроля являются дифракционные методы. С их помощью определяют механическое напряжение в материале, измеряя расстояния между атомными плоскостями в его кристаллической решетке, которые напрямую зависят от величины и направления этого напряжения. Метод рентгеновской дифракции имеет ограничение по глубине проникновения излучения (информационная глубина для металлических материалов не превышает 15 мкм), что ограничивает его применение для оценки напряжений в деталях со сложной геометрической формой и в объектах с высокой шероховатостью поверхности. Метод дифракции нейтронов отличается большей проникающей способностью, однако является более трудоемким [13–16].

Широкое распространение получил анализ структурного состояния деталей путем расчета термомеханических моделей [17–20]. Поскольку значительные термические градиенты и неравномерное охлаждение являются основной причиной возникновения остаточных напряжений и последующих деформаций в деталях, создаваемых с помощью аддитивных технологий, создание высокопроизводительной термомеханической модели становится важнейшим этапом улучшения качества изделий и повышения стабильности производственного процесса, что способствует изготовлению изделий с оптимизированными механическими характеристиками. Точная тепловая модель помогает избежать появления дефектов структуры материала, обеспечить однородность механических свойств и снизить риск появления микротрещин и усталостных разрушений [21–23]. Однако точность таких расчетов зависит от качества данных о поле неустановившихся температур и теплофизических свойствах сплава.

Перспективным методом для оценки свойств и структурного состояния в токопроводящих изделиях является вихретоковый метод неразрушающего контроля [24, 25]. Оценка данным способом осуществляется косвенными измерениями изменений либо магнитной проницаемости (для магнитных материалов), либо электропроводности (для немагнитных материалов) [26]. Как магнитная проницаемость, так и электропроводность зависят от микроструктуры материала – размера зерна, упрочнения, термообработки и т. д. [25, 27].

В данной работе исследована возможность применения вихретокового метода для оценки раздельного контроля свойств поверхности и основания деталей, изготовленных с помощью аддитивных технологий [8] из нового жаропрочного интерметаллидного β -затвердевающего TiAl-сплава [28, 29], а также оценено изменение удельной электрической проводимости данного сплава в зависимости от структурного состояния образцов (до и после применения ГИП).

Материалы и методы

Основа вихретокового контроля – анализ электромагнитного поля вихревых токов в токопроводящем материале. Эффективность применения вихретокового метода контроля для оценки свойств связана, прежде всего, с корреляцией между исследуемыми физическими параметрами структуры и удельной электрической проводимостью материала объекта контроля [27]. Для оценки возможности контроля деталей из исследуемого TiAl-сплава состава (% (атомн.)) Ti–44,5Al–2V–1Nb–2Cr–0,1Gd при помощи СЭЛС-технологии изготовлены образцы в виде цилиндров диаметром 10 мм [30]. Вихретоковым методом измерена их электропроводность: до ГИП она составила 0,7 МСм/м, после ГИП – увеличилась на 2 кСм/м (+0,3 %). Зафиксированное изменение этого параметра обусловлено снятием остаточных напряжений и изменением структурного состояния материала образцов.

Подобные небольшие (<1 %) изменения значений электропроводности не позволяют проводить абсолютные измерения, по которым можно было бы оценить уровень остаточных напряжений или структурное состояние с определенной погрешностью [31]. Однако возможно эффективное применение этого метода для контроля процессов термической и механической обработок, получения данных об однородности свойств контролируемой детали, а также сравнения деталей из одной партии между собой [32, 33].

Основное достоинство вихретокового метода по сравнению с другими методами неразрушающего контроля – возможность раздельной оценки свойств на поверхности и внутри контролируемой детали [32, 33]. Поскольку затухание электромагнитного поля и величина вихревых токов меняются в зависимости от частоты тока возбуждения, то, получая сигнал на нескольких частотах, можно разделить влияние электрической проводимости поверхностных слоев и основания деталей в зоне контроля.

Проанализируем возможность применения данного способа многочастотного контроля к задаче раздельного контроля свойств поверхностного слоя глубиной до 200 мкм и основания пластины из исследуемого TiAl-сплава. Для получения данных о распределении вихревых токов и расчета зависимостей вносимого напряжения от свойств контролируемой пластины разработана конечно-элементная модель вихретокового преобразователя. На рис. 1 представлены распределения модуля плотности вихревых токов в зоне контроля под обмоткой возбуждения преобразователя для различных частот. Модуль плотности вихревых токов характеризует распределение индуцируемых токов.

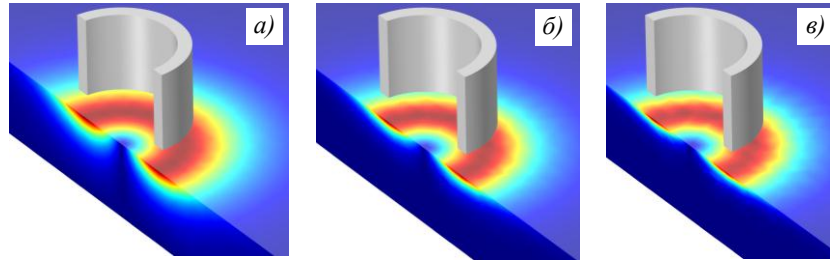


Рис. 1. Распределение модуля плотности вихревых токов в зоне контроля при частоте тока возбуждения 100 (а), 500 (б) и 1000 кГц (в)

Максимум модуля плотности вихревых токов расположен под витками обмотки возбуждения на поверхности металла. При уменьшении частоты тока возбуждения в катушке распределение плотности вихревых токов по глубине становится более равномерным, однако характер зависимости не изменяется. Соответственно, изменение вносимого напряжения по модулю на любой частоте отражает изменение свойств преимущественно на поверхности детали.

Помимо убывания модуля, с глубиной непрерывно меняется фазовый сдвиг вихревых токов относительно тока в обмотке возбуждения. На рис. 2 и 3 представлены зависимости модуля и фазы вихревых токов от расстояния до поверхности. Модуль плотности тока для удобства анализа нормирован по максимальному значению на поверхности. Зависимости построены для различных частот тока возбуждения: 100, 500 и 1000 кГц.

Как видно из представленных на рис. 2 и 3 зависимостей, с увеличением расстояния до поверхности происходит не только уменьшение амплитуды колебаний плотности вихревых токов, но и увеличивается фазовый сдвиг. Изменение частоты тока возбуждения приводит к изменению фазы вихревых токов на конкретной глубине, что, в свою очередь, приводит к изменению фазы соответствующей части вносимого напряжения [33].

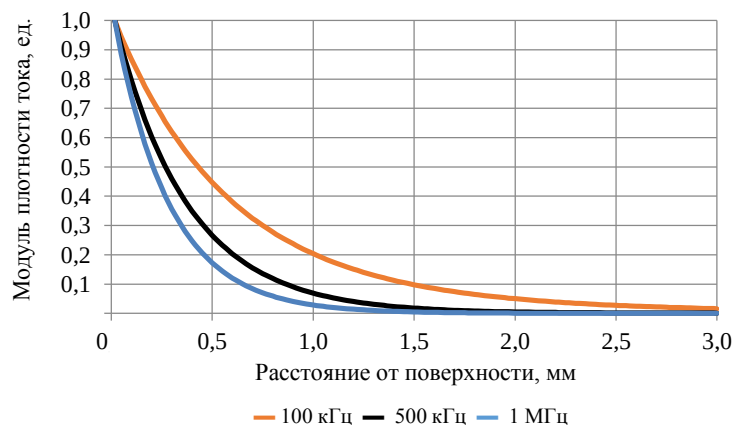


Рис. 2. Зависимость модуля плотности вихревых токов от расстояния до поверхности

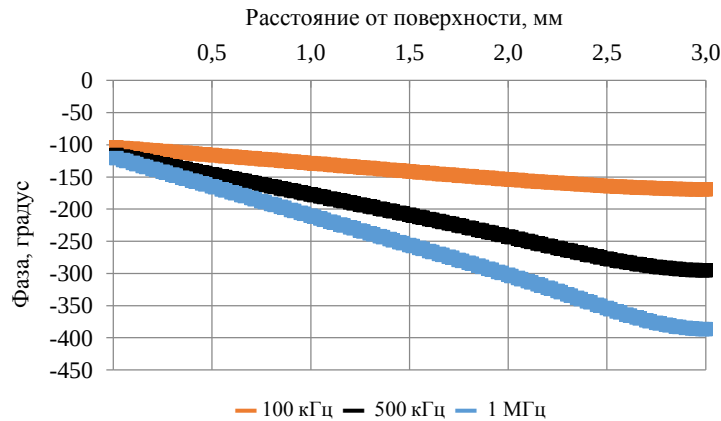


Рис. 3. Зависимость фазы плотности вихревых токов от расстояния до поверхности

Распространенным способом решения задачи отдельного контроля удельной электрической проводимости двухслойного объекта является применение двухчастотного возбуждения. Одна из частот выбирается таким образом, чтобы соответствующее ей поле вихревых токов было локализовано в поверхностном слое, свойства которого тогда будут определять значение вносимого напряжения на этой частоте. Вторая частота выбирается значительно ниже – так, чтобы чувствительность к изменению свойств основного металла и приповерхностного слоя была сопоставима. Совместив результат измерений на высокой и низкой частотах, можно сделать отдельную оценку электропроводности вблизи поверхности и основного металла.

Проверим возможность применения данного способа к контролю деталей из исследуемого TiAl-сплава. Его электропроводность, измеренная на образцах, составляет $\sim 0,7$ МСм/м. Глубину проникновения электромагнитного поля можно оценить по формуле [32, 33]:

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \mu_a \sigma}}, \quad (1)$$

где δ – глубина проникновения, м; σ – удельная электропроводность, См/м; μ_a – абсолютная магнитная проницаемость материала, Гн/м; f – частота тока возбуждения, Гц.

Подставив в эту формулу значение электропроводности исследуемого TiAl-сплава, получим, что эффективной глубине проникновения 0,2 мм соответствует частота 18,1 МГц. Частотный диапазон современных вихретоковых дефектоскопов ограничен частотой 20 МГц. При этом на высоких частотах существенно повышается чувствительность к колебаниям положения преобразователя относительно объекта контроля и качеству поверхности. Учитывая, что на частотах, близких к предельным, чувствительность к поверхностным свойствам лишь в несколько раз превышает чувствительность к изменению свойств основания пластины, можно сделать вывод о том, что только лишь повышение частоты не позволяет достоверно выделить поверхностные свойства отдельно от общего изменения электропроводности.

Проанализируем возможность получения информации о свойствах объекта контроля на поверхности и в глубине через решение системы из двух линейных уравнений (2), которые сформированы из данных, полученных на двух частотах тока возбуждения:

$$\begin{cases} U_1 = K_{11} \cdot \Delta\sigma_{\text{пов}} + K_{12} \cdot \Delta\sigma_{\text{осн}}; \\ U_2 = K_{21} \cdot \Delta\sigma_{\text{пов}} + K_{22} \cdot \Delta\sigma_{\text{осн}}, \end{cases} \quad (2)$$

где U_1 и U_2 – комплексное вносимое напряжение преобразователя, зарегистрированное на двух частотах; $\Delta\sigma_{\text{пов}}$, $\Delta\sigma_{\text{осн}}$ – приращение электропроводности в поверхностном слое и основании соответственно; K_{11} , K_{12} , K_{21} , K_{22} – комплексные коэффициенты, связывающие соответствующие приращения электропроводности и напряжения.

Результаты и обсуждение

Для того чтобы система (2) имела решение необходимо выполнение двух условий: уравнения линейно независимы и изменения электропроводности $\Delta\sigma_{\text{пов}}$ и $\Delta\sigma_{\text{осн}}$ малы настолько, что взаимной корреляцией изменений электропроводности можно пренебречь. Линейная независимость уравнений достигается выбором частот, на которых происходит измерение напряжения. Увеличение частоты приводит не только к снижению чувствительности сигнала к изменению электропроводности основания, но и к повороту фазы составляющих вносимого напряжения.

Для оценки влияния взаимной корреляции с помощью метода конечных элементов проведен расчет изменения сигнала для трех случаев: при изменении электропроводности только на поверхности объекта контроля глубиной до 200 мкм ($\Delta\sigma_{\text{пов}}$), только основания ($\Delta\sigma_{\text{осн}}$) и при совместном изменении ($\Delta\sigma_{\text{общ}}$). Изменение электропроводности во всех случаях составляло +10 %. Результаты расчета представлены на рис. 4. Приращение напряжения нормировано значением вносимого напряжения при номинальных параметрах объекта (электропроводность 0,7 МСм/м).

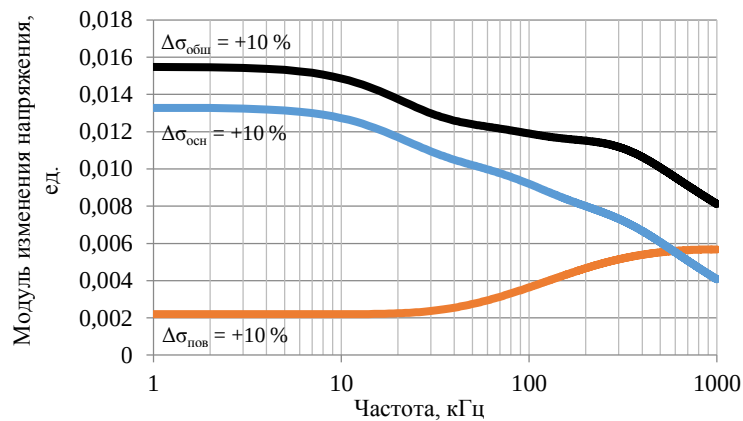


Рис. 4. Приращение напряжения при увеличении электропроводности на 10 %

Поскольку толщина контролируемой пластины в модели велика, то для частот до 600 кГц чувствительность к изменению электропроводности основания пластины превышает чувствительность к изменению электропроводности тонкого поверхностного слоя. Эта зависимость чувствительности от частоты позволяет подобрать частоты для формирования системы (2) таким образом, чтобы уравнения были линейно независимы. Анализируя зависимости на рис. 4, можно сделать вывод, что выбор верхней частоты >600 кГц и нижней <300 кГц позволит достичь приемлемой устойчивости решения сформированной системы уравнений относительно входных данных.

Помимо линейной независимости, уравнения системы (2) должны достоверно описывать вносимое напряжение при комбинированном изменении электропроводности основания и на поверхности. Система уравнений (2) не учитывает взаимную корреляцию между электропроводностью поверхностного слоя и чувствительностью к изменению электропроводности основания. При этом очевидно, что при достаточно большой электропроводности поверхностного слоя поле вихревых токов будет целиком сосредоточено в этом слое и чувствительность к электропроводности основания будет стремиться к нулю.

Эффект экранирования материала основания поверхностными слоями можно оценить, сравнив приращение напряжения от изменения свойств пластины целиком и сумму вкладов отдельных слоев. Чем ближе будут рассчитанные значения, тем меньше неучтенная взаимная корреляция.

На рис. 5 изображены зависимости модуля вносимого напряжения от частоты, полученные в модели двумя способами: изменением свойств всей пластины целиком и поочередным изменением свойств на поверхности и свойств основания с последующим суммированием приращений напряжения.

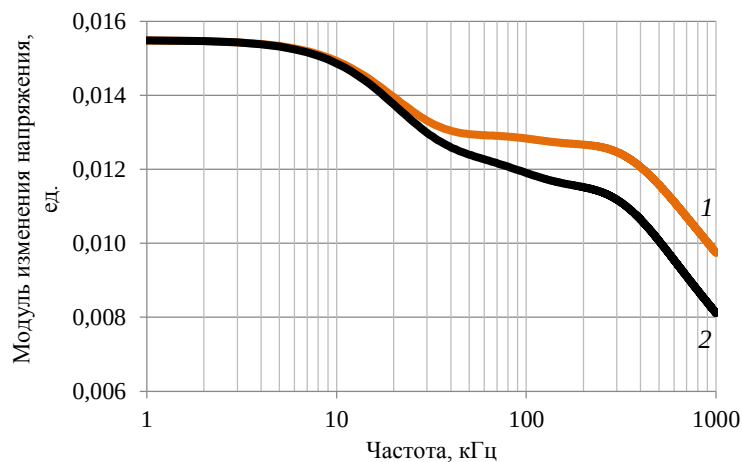


Рис. 5. Приращение напряжения при изменении электропроводности, полученное суммированием вносимых напряжений отдельных слоев при изменении электропроводности поверхности и основания (1) и модели пластины целиком (2)

Видно, что с увеличением частоты увеличивается расхождение между суммой вносимых напряжений и напряжением, полученным от общего изменения, т. е. ухудшается точность описания математическим представлением, которое выражено системой уравнений (2), зависимости напряжения преобразователя от электропроводности объекта. Это объясняется увеличением взаимной корреляции электропроводности поверхностного слоя и чувствительности к свойствам основания. Чем больше электропроводность поверхностных слоев, тем большая часть вихревых токов сосредоточена в этих слоях и тем меньше чувствительность вносимого напряжения к изменению электропроводности основания. В диапазоне частот до 1 МГц максимальное расхождение не превышает 20 % вносимого напряжения при увеличении электропроводности на 10 %. При решении практических задач контроля изменение электропроводности, вызванное наличием остаточных напряжений или структуры, не превышает 1–2 % электропроводности материала. Чем меньше изменение электропроводности, тем меньше методическая погрешность, обусловленная неучтенной взаимной корреляцией электропроводности различных слоев объекта контроля.

Заключения

Измерена удельная электропроводность нового жаропрочного интерметаллидного β -затвердевающего TiAl-сплава. Дана оценка изменения электропроводности этого сплава в зависимости от структуры и механических напряжений. Показано, что применение двухчастотного возбуждения позволяет проконтролировать структурное состояние деталей из исследуемого TiAl-сплава, полученных с помощью аддитивных технологий.

Описан подход к выбору режимов для осуществления раздельного контроля поверхностных свойств и свойств основания с помощью вихретокового метода. Рассчитаны зависимости вносимого напряжения от частоты при изменении свойств контролируемого объекта.

Предложенный способ раздельного контроля свойств на поверхности детали и основного металла на практике может иметь различные реализации для отстройки от влияния таких мешающих факторов, как изменение зазора между преобразователем и объектом контроля. Например, система уравнений может быть записана относительно проекций вектора вносимого напряжения (для реализации метода проекций) или относительно фаз (фазовый метод).

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

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00717, <https://rscf.ru/project/24-19-00717/>.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 2. Компенсация и контроль отклонений, ГИП и термическая обработка // Электрометаллургия. 2022. № 2. С. 2–12.
2. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
3. Impey S., Saxena P., Salonitis K. Selective Laser Sintering Induced Residual Stresses: Precision Measurement and Prediction // Journal of Manufacturing and Materials Processing. 2021. Vol. 5. Is. 3. P. 1–16. DOI: 10.3390/jmmp503010.
4. Bian P., Jammal A., Xu K. et al. A Review of the Evolution of Residual Stresses in Additive Manufacturing During Selective Laser Melting Technology // Materials. 2025. Vol. 18. Is. 8. P. 1–21. DOI: 10.3390/ma1808170.
5. Бакрадзе М.М., Пескова А.В., Капланский Ю.Ю. Влияние термической пост-обработки на текстуру и анизотропию свойств конструкционного сплава системы Cu–Cr, полученного с помощью селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-3-16.
6. Tillmann W., Schaak C., Nellesen J. et al. Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting // Additive Manufacturing. 2017. Vol. 13. P. 93–102.
7. Yamamoto Y., Fujikawa T. Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Materials Prepared by Additive Manufacturing. Technology and HIP Process // Proceedings of 11th International Conference on Hot Isostatic Pressing. Stockholm, 2014. P. 398–404.
8. Панин П.В., Лукина Е.А., Наприенко С.А., Алексеев Е.Б. Влияние термической обработки на структуру и свойства TiAl-сплава системы Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd, синтезированного методом селективного электронно-лучевого сплавления // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26. № 6. С. 61–74. DOI: 10.55652/1683-805X_2023_26_6_61.
9. Hrabec N., Gnäupel-Herold T., Quinn T. Fatigue properties of a titanium alloy (Ti–6Al–4V) fabricated via electron beam melting (EBM): Effects of internal defects and residual stress // International Journal of Fatigue. 2017. Vol. 94. P. 202–210.
10. Segovia R., García F., Papaelias M. Review on additive manufacturing and non-destructive testing // Journal of Manufacturing Systems. 2023. Vol. 66. P. 260–286.
11. Bartlett J.L., Li X. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 27. P. 131–149.
12. Nabin B., Muhammad J., Nithin R., Sekhar R. A review of the residual stress generation in metal additive manufacturing: analysis of cause, measurement, effects, and prevention // Micromachines. 2023. Vol. 14. Is. 7. P. 1–30. DOI: 10.3390/M14071480.
13. Zeng K., Pal D., Stucker B. A review of thermal analysis methods in laser sintering and selective laser melting // Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin, 2012. P. 796–814.

14. Huang X., Li Z., Xie H. Recent progress in residual stress measurement techniques // *Acta Mechanica Sinica*. 2013. Vol. 26. P. 570–583.
15. Kim S.H., Kim J.B., Lee W.J. Numerical prediction and neutron diffraction measurement of the residual stresses for a modified 9Cr–1Mo steel weld // *Journal of Materials Processing Technology*. 2009. Vol. 209. P. 3905–3913.
16. Schajer G., Ruud C. Overview of Residual Stresses and their measurement // *Practical Residual stress: measurement methods* / ed. G.S. Schajer. John Wiley and Sons Ltd, 2013. P. 1–27. DOI: 10.1002/8402832.ch1.
17. Madireddy G., Li C., Liu J., Sealy M.P. Modeling thermal and mechanical cancellation of residual stress from hybrid additive manufacturing by laser peening // *Nanotechnology and Precision Engineering*. 2019. Vol. 2. Is. 2. P. 49–60.
18. Ganeriwala R., Strantz M., King W. et al. Evaluation of a thermo-mechanical model for prediction of residual stress during laser powder bed fusion of Ti–6Al–4V // *Additive Manufacturing*. 2019. Is. 27. P. 1–32.
19. Mukherjee T., Zhang W., Debroy T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing // *Computational Materials Science*. 2017. Vol. 126. P. 360–372.
20. Мараховский П.С., Баринов Д.Я., Шорстов С.Ю., Воробьев Н.Н. Вопрос создания физических и математических моделей тепло- и массопереноса при изготовлении деталей методом аддитивных технологий (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
21. Stathatos E., Vosniakos G.C. A computationally efficient universal platform for thermal numerical modeling of laser-based additive manufacturing // *Journal of Mechanical Engineering Science*. 2017. Vol. 232. P. 2317–2333. DOI: 10.1177/0954406217720230.
22. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Шершак П.В. Методы формирования образцов с искусственно созданным распределением остаточных напряжений // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-122-132.
23. Yang Y., Zhou X. A Volumetric Heat Source Model for Thermal Modeling of Additive Manufacturing of Metals // *Metals*. 2020. Vol. 10. P. 1–17.
24. Monu M., Chekotu J., Brabazon D. Eddy current testing and monitoring in metal additive manufacturing: A review // *Journal of Manufacturing Processes*. 2024. Vol. 134. P. 558–588.
25. Bowler N. Eddy-current nondestructive evaluation. New York: Springer, 2019. 217 p.
26. Lu M., Xie Y., Zhu W. et al. Determination of the magnetic permeability, electrical conductivity, and thickness of ferrite metallic plates using a multifrequency electromagnetic sensing system // *IEEE transactions on industrial informatics*. 2019. Vol. 15. P. 4111–4119.
27. Шитиков В.С., Пичугин С.С. Оценка распределения электрических свойств при упругой деформации объекта контроля вихретоковым методом // *Труды ВИАМ*. 2024. № 11 (141). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-89-99.
28. Сплав на основе интерметаллида титана и изделие, выполненное из него: пат. 2606368 Рос. Федерация; заявл. 15.10.15; опубл. 10.01.17.
29. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд., с изм. и доп. М.: ВИАМ, 2019. 316 с.
30. Панин П.В., Лукина Е.А., Богачев И.А., Наприенко С.А. Влияние технологических параметров селективного электронно-лучевого сплавления на химический состав, микроструктуру и пористость TiAl-сплава системы Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd // *Металлург*. 2023. № 5. С. 54–66.
31. Кекало И.Б. Физические свойства металлов. Раздел «Электрические свойства»: лабораторный практикум. М., 1998. 139 с.
32. Герасимов В.Г., Ключев В.В., Шатерников В.Е. Методы и приборы электромагнитного контроля / под ред. В.Е. Шатерникова. М.: Спектр, 2010. 256 с.
33. Неразрушающий контроль / под ред. В.В. Сухорукова: практ. пособие в 5 кн. М.: Высшая школа, 1992. Кн. 3: Электромагнитный контроль. 312 с.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 2. Compensation and control of deviations, GIP and heat treatment. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 2, pp. 2–12.
2. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
3. Impey S., Saxena P., Salonitis K. Selective Laser Sintering Induced Residual Stresses: Precision Measurement and Prediction. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2021, vol. 5, is. 3, pp. 1–16. DOI: 10.3390/jmmp503010.
4. Bian P., Jammal A., Xu K. et al. A Review of the Evolution of Residual Stresses in Additive Manufacturing During Selective Laser Melting Technology. *Materials*, 2025, vol. 18, is. 8, pp. 1–21. DOI: 10.3390/ma1808170.
5. Bakradze M.M., Peskova A.V., Kaplansky Yu.Yu. Influence of thermal post-treatment on the texture and anisotropy of mechanical properties in the Cu–Cr construction alloy manufactured by laser powder bed fusion. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2025). DOI: DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-3-16.
6. Tillmann W., Schaak C., Nellesen J. et al. Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2017, vol. 13, pp. 93–102.
7. Yamamoto Y., Fujikawa T. Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Materials Prepared by Additive Manufacturing. Technology and HIP Process. *Proceedings of 11th International Conference on Hot Isostatic Pressing*. Stockholm, 2014, pp. 398–404.
8. Panin P.V., Lukina E.A., Naprienko S.A., Alekseev E.B. Effect of heat treatment on the structure and properties of TiAl alloy of the Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd system synthesized by selective electron beam melting. *Fizicheskaya mezhmekhanika*, 2023, vol. 26, no. 6, pp. 61–74. DOI: 10.55652/1683-805X_2023_26_6_61.
9. Hrabe N., Gnäupel-Herold T., Quinn T. Fatigue properties of a titanium alloy (Ti–6Al–4V) fabricated via electron beam melting (EBM): Effects of internal defects and residual stress. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 94, pp. 202–210.
10. Segovia R., García F., Papaelias M. Review on additive manufacturing and non-destructive testing. *Journal of Manufacturing Systems*, 2023, vol. 66, pp. 260–286.
11. Bartlet J.L., Li X. An overview of residual stresses in metal powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 27, pp. 131–149.
12. Nabin B., Muhammad J., Nithin R., Sekhar R. A review of the residual stress generation in metal additive manufacturing: analysis of cause, measurement, effects, and prevention. *Micromachines*, 2023, vol. 14, is. 7, pp. 1–30. DOI: 10.3390/M14071480.
13. Zeng K., Pal D., Stucker B. A review of thermal analysis methods in laser sintering and selective laser melting. *Solid Freeform Fabrication Symposium*. Austin, 2012, pp. 796–814.
14. Huang X., Li Z., Xie H. Recent progress in residual stress measurement techniques. *Acta Mechanica Sinica*, 2013, vol. 26, pp. 570–583.
15. Kim S.H., Kim J.B., Lee W.J. Numerical prediction and neutron diffraction measurement of the residual stresses for a modified 9Cr–1Mo steel weld. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, pp. 3905–3913.
16. Schajer G., Ruud C. Overview of Residual Stresses and their measurement. *Practical Residual stress: measurement methods*. Ed. G.S. Schajer. John Wiley and Sons Ltd, 2013, pp. 1–27. DOI: 10.1002/8402832.ch1.
17. Madireddy G., Li C., Liu J., Sealy M.P. Modeling thermal and mechanical cancellation of residual stress from hybrid additive manufacturing by laser peening. *Nanotechnology and Precision Engineering*, 2019, vol. 2, is. 2, pp. 49–60.
18. Ganeriwala R., Strantz M., King W. et al. Evaluation of a thermo-mechanical model for prediction of residual stress during laser powder bed fusion of Ti–6Al–4V. *Additive Manufacturing*, 2019, is. 27, pp. 1–32.

19. Mukherjee T., Zhang W., Debroy T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. *Computational Materials Science*, 2017, vol. 126, pp. 360–372.
20. Marakhovskij P.S., Barinov D.Ya., Shorstov S.Yu., Vorobev N.N. On creation of physical and mathematical models of heat and mass transfer during manufacturing by additive technologies (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-111-119.
21. Stathatos E., Vosniakos G.C. A computationally efficient universal platform for thermal numerical modeling of laser-based additive manufacturing. *Journal of Mechanical Engineering Science*, 2017, vol. 232, pp. 2317–2333. DOI: 10.1177/0954406217720230.
22. Monakhov A.D., Yakovlev N.O., Shershak P.V. Methods for the formation of objects with artificially created residual stresses. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 17, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-122-132.
23. Yang Y., Zhou X. A Volumetric Heat Source Model for Thermal Modeling of Additive Manufacturing of Metals. *Metals*, 2020, vol. 10, pp. 1–17.
24. Monu M., Chekotu J., Brabazon D. Eddy current testing and monitoring in metal additive manufacturing: A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 134, pp. 558–588.
25. Bowler N. *Eddy-current nondestructive evaluation*. New York: Springer, 2019, 217 p.
26. Lu M., Xie Y., Zhu W. et al. Determination of the magnetic permeability, electrical conductivity, and thickness of ferrite metallic plates using a multifrequency electromagnetic sensing system. *IEEE transactions on industrial informatics*, 2019, vol. 15, pp. 4111–4119.
27. Shitikov V.S., Pichugin S.S. Estimation of electrical properties distribution under elastic deformation of the control object by eddy current method. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 17, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-89-99.
28. *Titanium intermetallic alloy and a product made therefrom*: pat. 2606368 Rus. Federation; appl. 15.10.15; publ. 10.01.17.
29. Nochovnaya N.A., Bazyleva O.A., Kablov D.E., Panin P.V. Intermetallic alloys based on titanium and nickel. Ed. E.N. Kablov. 2nd ed., with amend. and add. Moscow: VIAM, 2019, 316 p.
30. Panin P.V., Lukina E.A., Bogachev I.A., Naprienko S.A. Influence of the process parameters of selective electron beam melting on the chemical composition, microstructure and porosity of the TiAl alloy of the Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd system. *Metallurg*, 2023, no. 5, pp. 54–66.
31. Kekalo I.B. *Physical properties of metals. Section «Electrical properties»*: laboratory practical course. Moscow, 1998, 139 p.
32. Gerasimov V.G., Klyuev V.V., Shaternikov V.E. *Methods and devices for electromagnetic testing*. Ed. V.E. Shaternikov. Moscow: Spektr, 2010, 256 p.
33. *Non-destructive testing: practical manual in 5 books*. Ed. V.V. Sukhorukov. Moscow: Vysshaya shkola, 1992, book 3: Electromagnetic control, 312 p.

Информация об авторах

Шитиков Владислав Сергеевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Пичугин Сергей Сергеевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Акбулатов Рустам Раисович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Панин Павел Васильевич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Information about the authors

Vladislav S. Shitikov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey S. Pichugin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Rustam R. Akbulatov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Pavel V. Panin, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.10.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.10.2025.

The article was submitted 03.10.2025; approved and accepted for publication after reviewing 14.10.2025

Научная статья

УДК 620.1:667.6

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-135-146

РАЗРАБОТКА ПРОГРАММЫ ИСПЫТАНИЙ СИСТЕМ ПРОТИВОКОРРОЗИОННОЙ ЗАЩИТЫ ВОЗДУШНОГО СУДНА С УЧЕТОМ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ

А.Е. Кутырев¹, А.А. Кривушина¹, А.И. Вдовин¹

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

Аннотация. Показана необходимость разработки методики комплексных испытаний систем противокоррозионной защиты изделий авиационной техники, которая учитывает воздействие не только климатических факторов, но и микробиологических и эксплуатационных. Последние факторы негативно воздействуют на систему противокоррозионной защиты, что может привести к ее разрушению и, соответственно, развитию коррозионных поражений. Определены контуры указанной методики, разработанная программа испытаний, которая необходима для ее создания.

Ключевые слова: противокоррозионная защита, ускоренные испытания, контактная коррозия, грибостойкость, микробиологические повреждения, знакопеременные нагрузки функционирования

Для цитирования: Кутырев А.Е., Кривушина А.А., Вдовин А.И. Разработка программы испытаний систем противокоррозионной защиты воздушного судна с учетом воздействия эксплуатационных факторов // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-135-146.

Scientific article

DEVELOPMENT OF A TEST PROGRAM FOR AIRCRAFT ANTICORROSIVE PROTECTION SYSTEMS OF WITH ACCOUNT OF OPERATIONAL FACTORS

A.E. Kutyrev¹, A.A. Krivushina¹, A.I. Vdovin¹

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

Abstract. The article demonstrates the necessity of developing a methodology for complex testing of aircraft anticorrosive protection systems, which considers the impact of the climatic factors, alongside with the microbiological and operational ones. The latter negatively affect the anticorrosive protection system, which can lead to its destruction, and, consequently to, the development of corrosion damage. The framework of this methodology has been determined, as well as test program required for its development has been created.

Keywords: anticorrosive protection, accelerated tests, galvanic corrosion, fungal resistance, microbiological damage, alternating operational loads

For citation: Kutyrev A.E., Krivushina A.A., Vdovin A.I. Development of a test program for aircraft anticorrosive protection systems of with account of operational factors. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-135-146.

Введение

Создание конкурентоспособного на мировом рынке нового самолета, превосходящего существующие изделия гражданской авиационной техники по показателям эффективности (календарный срок службы, повышенный ресурс, сниженные масса и расход топлива), невозможно без применения новых технологий и конструкционных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками [1, 2]. Однако использование новых материалов приводит к появлению дополнительных вопросов, связанных с сохраняемостью их свойств при эксплуатации, прежде всего, вследствие протекания процессов коррозии [3] и старения [4].

Защита самолетов от коррозии является сложной комплексной задачей, решение которой имеет особое значение для обеспечения надежности при длительной эксплуатации, особенно в районах с морским климатом. Применение в конструкции планера углепластиков, обладающих рядом ценных свойств, создает высокую опасность возникновения контактной коррозии в соединениях с алюминиевыми сплавами, вызывая ускоренную деградацию их механических свойств [5], что может отразиться на безопасности эксплуатации нового самолета и увеличении эксплуатационных расходов [6].

Для предотвращения контактной коррозии необходимо обеспечить надежную защиту в местах соединений, что реализуется благодаря применению противокоррозионной защиты (ПКЗ). Для решения данной задачи важно использовать современные средства ПКЗ и проводить комплексные испытания, позволяющие определить эффективность защиты. Для проведения испытаний необходим подход, обеспечивающий максимально полную имитацию условий эксплуатации. Современные тенденции развития климатических испытаний для обеспечения безопасной эксплуатации воздушных судов направлены в том числе на анализ изменения свойств материала при воздействии как климатических, так и эксплуатационных факторов [7].

Система ПКЗ воздушного судна подвергается различным воздействиям внешних факторов, возникающим при эксплуатации, таким как знакопеременные нагрузки и микроорганизмы, особенно микроскопические грибы, или микромицеты. Эти факторы могут негативно влиять на эффективность системы ПКЗ и, наряду с климатическими факторами (влажность, температура, аэрохимические параметры), создают условия для протекания коррозионных процессов. В местах контакта разнородных материалов, особенно алюминиевого сплава и углепластика, это может вызвать активное развитие коррозионных поражений, что приведет к значительному снижению уровня механических свойств материалов и, соответственно, к угрозе целостности конструкции воздушного судна.

Вследствие этого необходимо разработать методику проведения испытаний систем защиты от контактной коррозии с использованием предварительного усталостного нагружения и микологического воздействия, которая позволит оценить эффективность ПКЗ в условиях, приближенных к эксплуатационным. Подобный подход, касающийся совместного воздействия климатического, биологического и эксплуатационного факторов, при испытаниях различных материалов в той или иной степени отражен в научно-технической литературе [8, 9].

Вопросы, связанные с разработкой методики испытаний системы ПКЗ, также рассмотрены в работе [10], в которой определен алгоритм оценки коррозионных поражений после проведения испытаний конструктивно-подобных образцов (КПО). Однако сами процессы нанесения коррозионных поражений не рассмотрены. Для разработки методики испытаний систем ПКЗ необходимо провести ряд исследований, которые позволят установить необходимость и достаточность того или иного испытания, имитирующего воздействие эксплуатационного фактора.

Данная работа посвящена разработке перечня необходимых исследований, а также программы определения параметров и периодичности проведения испытаний, имитирующих воздействие различных эксплуатационных факторов, в рамках будущей методики испытаний систем ПКЗ.

Материалы и методы

Для изготовления КПО использованы листы из алюминиевых сплавов 1163-АТ и В95пч-Т2 толщиной 1,2 и 1,8 мм соответственно. Образцы алюминиевых сплавов сначала анодировали в сернокислотном электролите с уплотнением в водном растворе бихромата калия. После чего наносили грунт АК-070 или ЭП-0215М, далее проводили сверление отверстий.

Перед покраской поверхность деталей из алюминиевого сплава обезжировали с помощью марлевых салфеток, смоченных нефрасом-С2-80/120 с добавлением антистатической присадки АСП-3 в количестве от 0,0020 до 0,0025 %. Методом пневматического распыления наносили один слой грунтовки ЭП-0215М или АК-070 на обе стороны пластины из алюминиевого сплава. Сушили при температуре 100 ± 3 °С в течение 2 ч. Толщина слоя грунтовки составила 20 мкм.

Для получения КПО также использовали углепластик ВКУ-25 на основе жгута УМТ49S-12К-ЕР, плакированный препрегом стеклопластика ВПС-48/7781. Для защиты углепластика применяли один слой выравнивающей грунтовки ЭП-0104. Поверхность деталей из углепластика перед нанесением грунтовки тщательно зачищали шкуркой зернистостью не более 20 до полного удаления глянца, а затем обезжировали с помощью марлевых салфеток, смоченных нефрасом-С2-80/120 с добавлением антистатической присадки АСП-3 в количестве от 0,0020 до 0,0025 %. Грунтовку наносили методом пневматического распыления (с обеих сторон). Сушили при температуре 50 ± 3 °С в течение 1 ч. Толщина слоя грунтовки составила 20 мкм.

В качестве крепежа использовали анодированный титановый сплав ВТ16 (Ан.Окс.имп). Крепеж устанавливали на пасту ВЗП-1 или на жидкую грунтовку ЭП-0215. Постановку крепежа на грунтовку проводили методом погружения. Антикоррозионную пасту ВЗП-1 наносили на сопрягаемые поверхности крепежных деталей с помощью колонковой кисти. Перед постановкой крепежа на сопрягаемые поверхности (отверстия под крепежные детали) наносили один слой пасты ВЗП-1 и сушили при комнатной температуре в течение 15 мин. Затем колонковой кистью наносили второй слой пасты ВЗП-1 методом «сырой по сырому», сушку осуществляли при комнатной температуре в течение 12 ч. Крепеж устанавливали с помощью динамометрического ключа с усилием 10 Н·м.

В местах нахлеста пластин углепластика с алюминиевой пластиной наносили жгутовый герметик УЗ2-НТ либо герметик ВИТЭФ-1НТ; КПО покрывали эмалями ЭП-140 или ВЭ-69.

Механические свойства КПО, а именно прочность (или несущую нагрузку) и количество циклов до разрушения, определяли на испытательной машине. Испытания на малоцикловую усталость проводили при коэффициенте асимметрии $R_\sigma = 0,1$, частоте $f = 5$ Гц и нескольких величинах максимальной усталостной нагрузки, которые составили 0,50–0,95 от величины прочности.

Для определения микромицетов, наиболее агрессивных по отношению к средам ПКЗ, которые необходимо использовать при испытании на микологическое воздействие, изготовлены образцы из герметиков в виде лопаток двух марок: УТ-32НТ и ВИТЭФ-1НТ. Выбраны шесть микромицетов, которые наиболее часто вызывают биоповреждения неметаллических материалов и изделий:

- *Aspergillus flavus*;
- *Aspergillus niger*;
- *Aspergillus terreus*;
- *Paecilomyces variotii*;
- *Penicillium funiculosum*;
- *Trichoderma viride*.

Все шесть видов используются в качестве тест-культур при проведении испытаний согласно ГОСТ 9.049–91 «Единая система защиты от коррозии и старения. Материалы полимерные и их компоненты. Методы лабораторных испытаний на стойкость к воздействию плесневых грибов» и ГОСТ 9.048–89 «Единая система защиты от коррозии и старения. Изделия технические. Методы лабораторных испытаний на стойкость к воздействию плесневых грибов».

Культуры микромицетов предварительно выращивали на чашках Петри с питательной средой сусло-агар в течение 7 сут (каждый вид на отдельной чашке). Далее в чашки Петри помещали образцы герметиков, предварительно простерилизованные ватным тампоном с этиловым спиртом. Чашки Петри с образцами и микромицетами помещали в термостат с температурой 28 ± 2 °C и инкубировали в течение 14 сут. После истечения срока испытаний образцы извлекали из чашек; очищали от мицелия и остатков питательной среды; дезинфицировали с помощью ватных тампонов, смоченных в этиловом спирте; просушивали на воздухе при комнатной температуре в течение 5 ч.

Условную прочность, относительное удлинение при разрыве и остаточную деформацию после разрыва определяли по ГОСТ 21751–76 на разрывной машине при скорости движения подвижного зажима 500 ± 20 мм/мин.

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

Результаты и обсуждение

Определение перечня воздействий при комплексных испытаниях системы противокоррозионной защиты

Для определения подходов к методике испытаний систем ПКЗ прежде всего необходимо рассмотреть основные внешние факторы, воздействующие на систему ПКЗ:

– климатический фактор, заключающийся в проникновении к поверхности металлических материалов влаги и коррозионно-агрессивных компонентов, вызывающих коррозионные поражения. Это основной фактор, влияющий на систему ПКЗ, и единственный фактор, на стойкость к которому проводятся испытания на ПКЗ. Указанные испытания обычно проводятся в камере соляного тумана (КСТ). Наиболее точные результаты получают при проведении натурных испытаний, которые имеют существенный недостаток – длительность [11]. Результаты испытаний в КСТ не всегда соответствуют результатам натурных испытаний, несмотря на наличие исследований, в которых отмечается хорошая корреляция данных, полученных при использовании обоих подходов [12]. Для более точного выбора технологий нанесения защитных покрытий рекомендуется применение и других методик испытаний на атмосферную коррозию, в частности циклических испытаний, которые в последнее время активно разрабатываются [13, 14]. Однако это резко увеличивает стоимость испытаний. Как следствие, в основном используются испытания в КСТ, результаты которых позволяют с высокой вероятностью оценить коррозионное воздействие в атмосфере;

– микробиологический фактор, заключающийся в воздействии микроорганизмов, которые, как отмечено в работе [15], вызывают сильную коррозию алюминиевых сплавов.

Однако в рамках данной работы наиболее важно воздействие микроорганизмов на средства системы ПКЗ, в основном на герметизирующие материалы [16]. Данный фактор обычно учитывают при разработке герметиков, проводя испытания на микробиологическую стойкость (например, по ГОСТ 21751–76). Однако комплексное воздействие микробиологического и климатического факторов может быть реализовано лишь при натурных испытаниях и в силу длительности процессов воздействия микроорганизмов малоизучено. Например, в работе, посвященной изучению воздействия микроорганизмов на коррозию металлических материалов в морской воде [17], отмечается продолжительный инкубационный период. Вследствие этого микробиологический фактор необходимо обязательно учитывать при разработке ускоренных комплексных испытаний систем ПКЗ. С учетом большей агрессивности микромицетов по сравнению с бактериями микробиологическое воздействие можно представить только микологическим влиянием;

– эксплуатационный фактор, заключающийся в воздействии знакопеременных нагрузок функционирования. Воздействие данного фактора может привести к возникновению коррозионно-усталостного разрушения [18], а также может иметь косвенное влияние. Например, в работах [19, 20] показано, что склонность к локальным видам коррозии и электрохимическое поведение алюминиевых сплавов изменяются под влиянием знакопеременных нагрузок функционирования. Однако, как и в случае с микробиологическим фактором, необходимо рассмотреть его воздействие только на систему ПКЗ. При высокоамплитудных нагрузках, особенно в местах контакта, в случае применения средств ПКЗ с невысоким уровнем эластичности и адгезии к поверхности металлических материалов может произойти разрушение ее целостности. Это приведет к доступу влаги к металлической поверхности. При наличии контакта разнородных материалов коррозионные поражения могут развиваться с высокой скоростью, приводя к нарушению целостности конструкции. Вследствие этого при испытании систем ПКЗ следует учитывать воздействие знакопеременных нагрузок.

Определение очередности воздействий при комплексных испытаниях системы противокоррозионной защиты

С учетом изложенного можно заключить, что необходимо проводить комплексные испытания систем ПКЗ, включающие имитацию воздействия трех перечисленных факторов. Исходя из невозможности или значительных ограничений проведения ускоренных испытаний, в которых единовременно осуществляются все указанные воздействия, необходимо проводить их по очереди. Первоначально надо установить очередность их воздействия на систему ПКЗ.

В этом случае климатическое воздействие (испытание в КСТ) должно быть последним, поскольку именно оно должно выявить поврежденные или ослабленные участки системы ПКЗ, вызывая визуально определяемые очаги коррозии. Наиболее перспективным с этой точки зрения является следующий порядок испытаний:

- микологическое воздействие, в процессе которого могут ухудшаться прочностные свойства герметизирующих материалов;
- усталостная наработка, которая может привести к более серьезным повреждениям системы ПКЗ, в частности к отрыву герметизирующего слоя от металлической поверхности;
- выдержка в КСТ.

Следует заметить, что для более агрессивного микологического воздействия необходимо провести тепловлажностное старение путем выдержки образцов в камере тепла и влаги (КТВ). Однако необходимо экспериментально подтвердить предлагаемый порядок испытаний, рассмотрев и другие очередности воздействия, представленные в табл. 1.

Таблица 1

Варианты проведения разрабатываемых комплексных испытаний систем противокоррозионной защиты в зависимости от порядка их проведения

Вариант комплексных испытаний	Испытание			
	1	2	3	4
1	КТВ	Микологическое	Усталостная наработка	КСТ
2	Усталостная наработка	КТВ	Микологическое	КСТ
3	КТВ	Микологическое	Частичное периодическое нагружение совместно с испытанием в КСТ	

Примечание. КТВ – камера тепла и влаги; КСТ – камера соляного тумана.

Вариант 2 (табл. 1) обусловлен предположением, что в процессе микробиологического воздействия эластичность герметизирующего средства может увеличиться, что благоприятно скажется на стойкости к знакопеременным нагрузкам. Вариант 3 предполагает возможность увеличения агрессивности испытаний при одновременном воздействии нагрузок и климатических факторов.

Определение типа образцов для проведения комплексных испытаний системы противокоррозионной защиты и материалов для их изготовления

Для проведения испытаний используются образцы с нанесенной системой ПКЗ. При этом основное внимание уделяется соединениям разнородных материалов, в которых наиболее вероятно возникновение коррозионных поражений. В этом случае необходимо применять образцы соединений, характерные для авиационной техники, или КПО. На рис. 1 представлен эскиз КПО, представляющего собой простейшее болтовое соединение двух разнородных материалов – алюминиевого сплава и углепластика (взамен углепластика может применяться любой другой материал, вызывающий контактную коррозию алюминиевых сплавов, в частности нержавеющая сталь, титановый сплав).

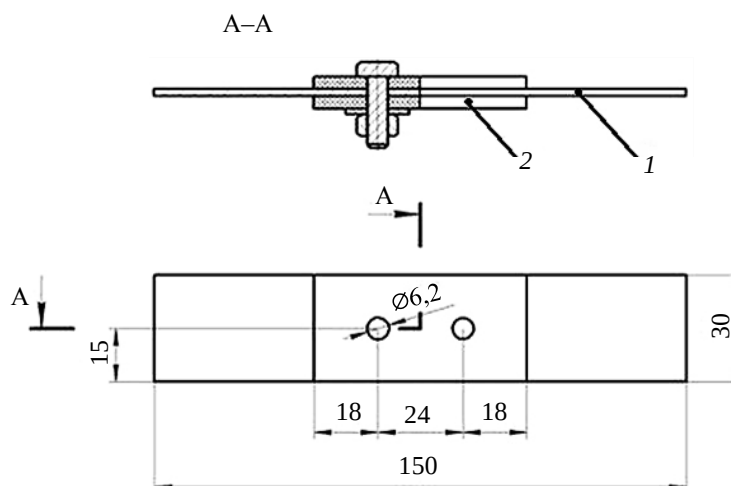


Рис. 1. Эскиз конструктивно-подобного образца: 1 – анод (алюминиевый сплав); 2 – катод (углепластик)

Данный тип КПО можно подвергать усталостным нагрузкам, причем в отличие от конструкций КПО, в которых центральная пластина алюминиевого сплава состоит из двух частей, разброс данных по усталостным характеристикам будет значительно

меньше. Это позволяет использовать в качестве критерия коррозионной повреждаемости КПО снижение усталостных характеристик, что важно для авиационных материалов. Кроме того, используя фрактографический анализ, можно определить глубину коррозионного поражения, откуда произошла усталостная трещина. Здесь следует заметить тот факт, что такой подход к методологии испытаний КПО не относится к проблеме коррозионно-усталостного разрушения, а определяет влияние коррозионного поражения на изменение усталостных характеристик. Для авиационной отрасли это имеет особое значение, поскольку коррозионные поражения в воздушном судне преимущественным образом развиваются во время его стоянки, а знакопеременные нагрузки воздействуют при полете.

Для проведения испытаний выбраны две произвольные системы ПКЗ с применением различных материалов и технологий защиты, которые будут использоваться при изготовлении КПО. Указанные системы ПКЗ представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Перечень материалов и технологий систем противокоррозионной защиты (ПКЗ)
для двух типов конструктивно-подобного образца (КПО)
с различной защитной способностью**

Способ подготовки КПО	Материалы и технологии системы ПКЗ для КПО	
	типа 1 (система ПКЗ 1)	типа 2 (система ПКЗ 2)
Защита алюминиевого сплава	Ан.Окс.нхр	
Защита титанового крепежа	Ан.Окс.имп	
Защита углепластика	Стеклопластик + ЭП-0104	
Постановка крепежа	ЭП-0215	ВЗП-1
Обработка кромок	У32-НТ	ВИТЭФ-1НТ
Система окраски	АК-070 + ЭП-140	ЭП-0215М (ЭП-0104) + ВЭ-69

При этом заметим, что система ПКЗ 2 исходя из свойств применяемых средств более эффективна, чем система ПКЗ 1, по следующим причинам:

- грунтовка ЭП-0215М обладает более высоким уровнем защитных свойств по сравнению с грунтовкой АК-070;
- средство для постановки крепежа ВЗП-1 более эффективно по сравнению с грунтовкой ЭП-0215;
- герметик ВИТЭФ-1НТ более устойчив к микологическому воздействию, чем герметик У32-НТ.

Заметим, что ряд технологий и материалов в двух различных системах ПКЗ совпадает – использованы обязательные технологии защиты материалов в авиационной отрасли согласно положениям ОСТ 1 90368–86 «Самолеты и вертолеты. Выбор металлических материалов и покрытий для противокоррозионной защиты».

Определение параметров испытаний

Поскольку испытания в КТВ предназначены для первоначального повреждения средств ПКЗ, в дальнейшем подвергаемых микологическому воздействию, режим испытаний в КТВ выбирается исходя из условий, наиболее благоприятных для последующего развития микроорганизмов и наиболее часто применяемых при испытаниях на микробиологическую стойкость. Выбраны следующие параметры испытаний в КТВ: влажность 90±5 %, температура 28±2 °С, длительность 30 сут.

Выбрать параметры испытаний в КСТ также просто. Они соответствуют параметрам испытаний алюминиевых сплавов, приведенных в ГОСТ 9.913–90: влажность 98 %, температура 35 °С, распыление 5%-ного водного раствора NaCl.

Основные вопросы касаются параметров испытаний на воздействие знакопеременных нагрузок и микологическое воздействие.

Для предварительного циклического нагружения КПО необходимо подобрать такие величины усталостной нагрузки и количество циклов, чтобы не допустить их разрушения. При этом выбор величины усталостной нагрузки определялся следующими факторами:

- нагрузка КПО должна проводиться в области малоциклового усталости;
- величина нагрузки должна быть достаточно большой, чтобы создать условия для микроперемещения в местах как постановки крепежного соединения, так и нахлеста пластин КПО, которые могли бы привести к повреждению системы защиты;
- величина нагрузки не должна быть завышенной, чтобы осуществить воздействие при достаточном количестве циклов (в области малоциклового усталости) без разрушения КПО.

Первоначально использовали два уровня усталостной нагрузки с тем условием, чтобы образец не разрушился после 10^4 и 10^5 циклов. Применяли КПО с габаритными размерами 30×150 мм. Получена зависимость величины усталостной нагрузки от количества циклов до разрушения КПО. Величину усталостной нагрузки для получения указанной зависимости выбирали исходя из значений разрушающей нагрузки при статическом нагружении КПО $P_{\max}$. Для КПО на основе сплава 1163-АТ данная величина равна 11,3 кН, а для КПО на основе сплава В95пч-Т2 составляет 21,9 кН. Данные для КПО на основе обоих сплавов представлены на рис. 2.

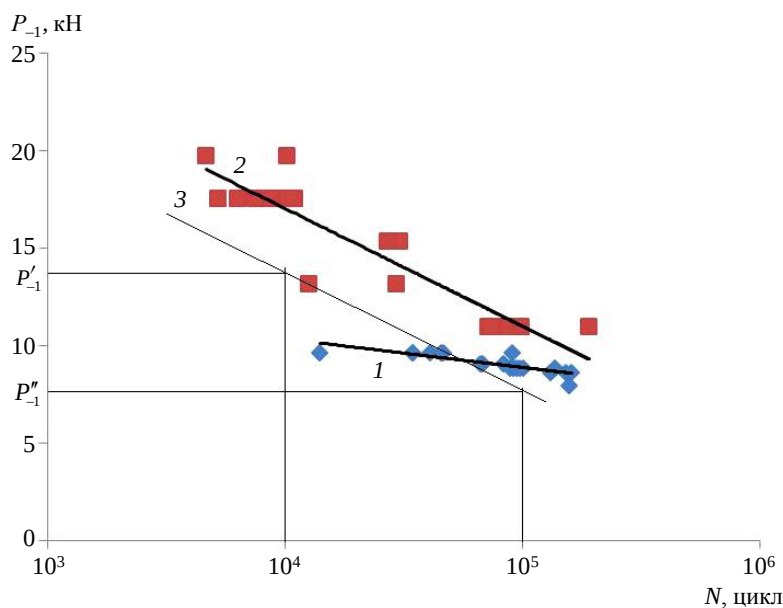


Рис. 2. Зависимости величины усталостной нагрузки (P_{-1}) от количества циклов до разрушения (N) конструктивно-подобных образцов на основе сплавов 1163-АТ (1) и В95пч-Т2 (2); пример кривой для определения значений усталостной нагрузки (3)

Уровни усталостной нагрузки определяли по полученной зависимости следующим образом:

- получали уравнение аппроксимирующей кривой;
- строили параллельную зависимость полученного уравнения с условием пересечения значения P_{-1} с максимальным удалением от аппроксимирующей кривой по минимальным значениям – кривая 3 на рис. 2;

– из полученной зависимости, построенной по минимальному значению, определяли минимальные значения усталостной нагрузки при количестве циклов 10^4 и 10^5 (P'_{-1} и P''_{-1} соответственно);

– уровни нагрузки определяли как 0,8 от величины полученных минимальных значений P'_{-1} и P''_{-1} .

В итоге получили по два значения усталостной нагрузки для КПО на основе сплавов 1163-АТ (7,25 и 6,35 кН) и В95пч-Т2 (11,05 и 5,95 кН) для проведения нагружения при количестве циклов 10^4 и 10^5 соответственно.

Для выбора режимов микологического воздействия и подбора микромицетов, наиболее агрессивных к средствам противокоррозионной защиты, изготовлены образцы из герметиков двух марок: УТ-32НТ и ВИТЭФ-1НТ.

Внешний вид образцов из герметиков при испытании в чашках Петри на агаризованной питательной среде с культурами микромицетов представлен на рис. 3. Образцы из герметиков при данном типе испытаний экспонируются в условиях наиболее жесткого воздействия микромицетов, поскольку активный рост микроорганизмов происходит за счет компонентов подложки из агаризованной питательной среды. Образцы в течение всего срока испытания претерпевают механическое воздействие в результате активного роста гиф мицелия микроскопических грибов. Кроме того, образцы испытывают повреждающее химическое воздействие вследствие выделения микромицетами в окружающее пространство вторичных метаболитов, в основном кислот и ферментов.

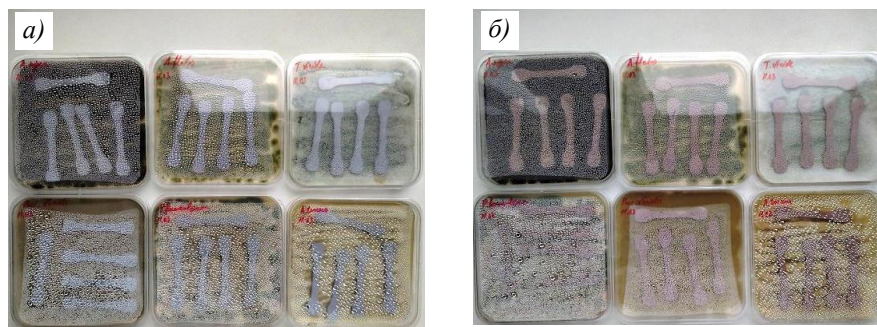


Рис. 3. Образцы из герметиков УТ-32НТ (а) и ВИТЭФ-1НТ (б) в чашках Петри с микромицетами

Далее определены физико-механические характеристики образцов из герметиков после воздействия микромицетов по ГОСТ 21751–76 на разрывной машине при скорости движения подвижного зажима 500 ± 20 мм/мин. Результаты представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Физико-механические характеристики образцов из герметиков
после воздействия микромицетов**

Вид грибов	Условная прочность в момент разрыва, МПа, для образца из герметика		Относительное удлинение в момент разрыва, %, для образца из герметика	
	УТ-32НТ	ВИТЭФ-1НТ	УТ-32НТ	ВИТЭФ-1НТ
–	2,28	2,18	304	306
<i>Aspergillus flavus</i>	1,64	2,02	410	261
<i>Aspergillus niger</i>	1,60	1,80	394	249
<i>Aspergillus terreus</i>	1,70	1,86	410	244
<i>Paecilomyces variotii</i>	1,68	1,72	420	237
<i>Penicillium funiculosum</i>	1,68	1,80	407	246
<i>Trichoderma viride</i>	1,60	1,96	351	246

Значения условной прочности образцов в момент разрыва после воздействия всех шести видов микромицетов отличаются незначительно. Наименьшее значение данной характеристики для образцов из герметика УТ-32НТ отмечено в среде микромицетов *Aspergillus niger* и *Trichoderma viride*, для образцов из герметика ВИТЭФ-1НТ – в среде микромицета *Paecilomyces variotii*.

Наименьшее значение относительного удлинения в момент разрыва для образцов из герметика УТ-32НТ зафиксировано в среде микромицета *Trichoderma viride*, для образцов герметика ВИТЭФ-1НТ – в среде микромицета *Paecilomyces variotii*.

Среди шести видов микромицетов, используемых для биологического воздействия на образцы из герметиков, выбраны штаммы видов *Paecilomyces variotii* и *Trichoderma viride* как наиболее агрессивные к компонентам комплексной системы защиты по совокупности факторов. При воздействии культур данных грибов в условиях агаризованной питательной среды в течение 14 сут условная прочность герметиков в момент разрыва снижается на 10–30 %, относительное удлинение в момент разрыва изменяется на 15–38 % в зависимости от марки материала.

Таким образом, микромицеты видов *Paecilomyces variotii* и *Trichoderma viride* выбраны для дальнейших испытаний на микологическое воздействие в составе комплексных испытаний ПКЗ.

Заключения

Определены основные контуры новой методики комплексных испытаний ПКЗ, учитывающие не только климатическое воздействие, но также микробиологическое и эксплуатационное (знакопеременные нагрузки). Разработана программа, необходимая для определения перечня и очередности испытаний.

Представлены эскиз КПО и материалы для его изготовления, включая средства ПКЗ. Определены параметры испытаний в КТВ, КСТ, величины усталостных нагрузок и количество циклов, а также параметры микологических испытаний и набор микромицетов, в наибольшей степени влияющих на свойства средств ПКЗ.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
2. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-195-211.
3. Каримова С.А. Коррозия – главный враг авиации // Наука и жизнь. 2007. № 6. С. 63–65.
4. 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). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.04.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
5. Каблов Е.Н., Каримова С.А., Семенова Л.В. Коррозионная активность углепластиков и защита металлических силовых конструкций в контакте с углепластиком // Коррозия: материалы, защита. 2011. № 12. С. 1–7.
6. Фейгенбаум Ю.М., Дубинский С.В. Влияние случайных эксплуатационных повреждений на прочность и ресурс конструкции воздушных судов // Научный вестник Московского государственного технического университета гражданской авиации. 2013. № 187. С. 83–91.
7. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 1. Испытания новых материалов // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.

8. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 2. Основные тенденции // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108.
9. Jenkins M.G., Lara-Curzio E., Gonczy S.T. Mechanical, Thermal and Environmental Testing and Performance of Ceramic Composites and Components. Philadelphia, 2000. 53 p.
10. Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Антипов В.В., Дуюнова В.А. Методические вопросы исследования эффективности противокоррозионной защиты, применяемой в изделиях авиационной техники // Труды ВИАМ. 2024. № 1 (131). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-78-91.
11. Grossman D.M. More realistic tests for atmospheric corrosion // ASTM Standartization news. 1996. No. 4. P. 32–39.
12. Жиликов В.П., Каримова С.А., Лешко С.С., Чесноков Д.В. Исследование динамики коррозии алюминиевых сплавов при испытании в камере солевого тумана (КСТ) // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 4. С. 18–22.
13. LeBozec N., Blandin N., Thierry D. Accelerated corrosion tests in the automotive industry: A comparison of the performance towards cosmetic corrosion // Materials and Corrosion. 2008. Vol. 59. No. 11. P. 889–894.
14. Кутырев А.Е., Фомина М.А., Чесноков Д.В. Разработка метода циклических коррозионных испытаний, имитирующих натурную экспозицию алюминиевых сплавов в условиях приморской атмосферы. Ч. 1. Основные принципы // Коррозия: материалы, защита. 2019. № 10. С. 35–42.
15. Белов Д.В., Соколова Т.Н., Карташов В.Р. и др. Коррозия алюминия и алюминиевых сплавов под воздействием микроорганизмов // Известия высших учебных заведений. Химия и химическая технология. 2007. Т. 50. № 6. С. 60–61.
16. Krivushina A.A., Bobyрева T.V., Smirnov D.N. Fungal resistance of Thiokol sealants to tropical microorganisms and test cultures. Part 1 // Polymer Science, Series D. 2022. Vol. 15. No. 2. P. 177–182. DOI: 10.1134/S1995421222020149.
17. Melchers R.E. Modelling of marine immersion corrosion for mild and lowalloy steels – Part 1: Phenomenological model // Corrosion (NACE). 2003. Vol. 59 (4). P. 319–334.
18. Гликман Л.А. Коррозионно-механическая прочность металлов. М.-Л.: Машгиз, 1955. 175 с.
19. Васильев В.Ю., Шапкин В.С., Баруленкова Н.В. и др. Влияние последствий циклических нагрузок на коррозию алюминиевых сплавов // Защита металлов. 2006. Т. 42. № 3. С. 227–232.
20. Антонова Е.Н., Васильев В.Ю., Шапкин В.С. Электрохимическая диагностика панелей самолета Ту-154 после различных сроков эксплуатации // Научный вестник МГТУ ГА: Аэромеханика и прочность. 2002. Т. 53. С. 110–118.

References

1. Kablov E.N. Materials and chemical technologies for aviation equipment. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2012, vol. 82, no. 6, pp. 520–530.
2. Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Modern aluminum and aluminum-lithium alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
3. Karimova S.A. Corrosion is the main enemy of aviation. *Nauka i zhizn*, 2007, no. 6, pp. 63–65.
4. 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), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 12, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
5. Kablov E.N., Karimova S.A., Semenova L.V. Corrosion activity of carbon fiber reinforced plastics and protection of metal load-bearing structures in contact with carbon fiber reinforced plastic. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2011, no. 12, pp. 1–7.
6. Feigenbaum Yu.M., Dubinsky S.V. Influence of random operational damage on the strength and service life of aircraft structures. *Nauchny vestnik Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta grazhdanskoy aviatsii*, 2013, no. 187, pp. 83–91.

7. Laptev A.B., Pavlov M.R., Novikov A.A., Slavin A.V. Current trends in the development of testing materials for resistance to climate factors (review). Part 1. Testing of new materials. *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 12, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.
8. Laptev A.B., Pavlov M.R., Novikov A.A., Slavin A.V. Current trends in the development of testing materials for resistance to climatic factors (review). Part 2. Main trends. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 12, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108.
9. Jenkins M.G., Lara-Curzio E., Gonczy S.T. *Mechanical, Thermal and Environmental Testing and Performance of Ceramic Composites and Components*. Philadelphia, 2000, 53 p.
10. Kuttyrev A.E., Vdovin A.I., Antipov V.V., Duyunova V.A. Methodological issues of studying the effectiveness of anticorrosion protection used in aviation equipment products. *Trudy VIAM*, 2024, no. 1 (131), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 12, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-78-91.
11. Grossman D.M. More realistic tests for atmospheric corrosion. *ASTM Standardization news*, 1996, no. 4, pp. 32–39.
12. Zhilikov V.P., Karimova S.A., Leshko S.S., Chesnokov D.V. Research of dynamics of corrosion of aluminum alloys when testing in the salt spray chamber (SSC). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 4, pp. 18–22.
13. LeBozec N., Blandin N., Thierry D. Accelerated corrosion tests in the automotive industry: A comparison of the performance towards cosmetic corrosion. *Materials and Corrosion*, 2008, vol. 59, no. 11, pp. 889–894.
14. Kuttyrev A.E., Fomina M.A., Chesnokov D.V. Development of a method for cyclic corrosion tests simulating the full-scale exposure of aluminum alloys to a coastal atmosphere. Part 1. Basic principles. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2019, no. 10, pp. 35–42.
15. Belov D.V., Sokolova T.N., Kartashov V.R. et al. Corrosion of aluminum and aluminum alloys under the influence of microorganisms. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*, 2007, vol. 50, no. 6, pp. 60–61.
16. Krivushina A.A., Bobyрева T.V., Smirnov D.N. Fungal resistance of Thiokol sealants to tropical microorganisms and test cultures. Part 1. *Polymer Science, Series D*, 2022, vol. 15, no. 2, pp. 177–182. DOI: 10.1134/S1995421222020149.
17. Melchers R.E. Modelling of marine immersion corrosion for mild and lowalloy steels – Part 1: Phenomenological model. *Corrosion (NACE)*, 2003, vol. 59 (4), pp. 319–334.
18. Glikman L.A. *Corrosion-mechanical strength of metals*. Moscow-Leningrad: Mashgiz, 1955, 175 p.
19. Vasiliev B.Yu., Shapkin V.S., Barulenkova N.V. et al. Effect of aftereffects of cyclic loads on the corrosion of aluminum alloys. *Zashchita metallov*, 2006, vol. 42, no. 3, pp. 227–232.
20. Antonova E.N., Vasiliev B.Yu., Shapkin V.S. Electrochemical diagnostics of Tu-154 aircraft panels after different periods of operation. *Nauchnyy vestnik MGTU GA: Aeromekhanika i prochnost*, 2002, vol. 53, pp. 110–118.

Информация об авторах

Кутырев Алексей Евгеньевич, ведущий научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кривушина Анастасия Александровна, старший научный сотрудник, к.б.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Alexey E. Kuttyrev, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anastasia A. Krivushina, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Bio.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 27.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.04.2025.

The article was submitted 27.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 10.04.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-147-156

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕХОДА ТЕМПЕРАТУРЫ ВОЗДУХА ЧЕРЕЗ НУЛЕВОЕ ЗНАЧЕНИЕ НА ПОВЕРХНОСТНУЮ ЦЕЛОСТНОСТЬ ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА. Часть 1. Увлажнение

А.Б. Лаптев¹, Г.Г. Матишов², А.А. Кривушина¹, М.Р. Павлов¹, Е.В. Николаев¹

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

²Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук; Ростов-на-Дону, Россия; ssc-ras@ssc-ras.ru

Аннотация. С использованием известных физических зависимостей описаны процессы увлажнения поверхности и сорбции влаги полимерным материалом. Влагонасыщение зависит от размеров пор, краевого угла смачивания поверхности – гидрофильности полимера, температуры и давления. Показано, что влагонасыщение приводит к образованию градиента влагосодержания и постепенному разрушению, образованию трещин, старению и выкрашиванию полимера с поверхности за счет действия растягивающих напряжений при наличии градиента влажности между поверхностными и внутренними слоями полимерного материала.

Ключевые слова: полимер, гидрофильность, краевой угол смачивания, влагонасыщение, градиент содержания влаги, капиллярное давление

Для цитирования: Лаптев А.Б., Матишов Г.Г., Кривушина А.А., Павлов М.Р., Николаев Е.В. Влияние перехода температуры воздуха через нулевое значение на поверхностную целостность полимерного материала. Часть 1. Увлажнение // Труды ВИАМ. 2025. № 11 (153). Ст. 13. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-147-156.

Scientific article

THE EFFECT OF THE TRANSITION OF AIR TEMPERATURE THROUGH ZERO ON THE SURFACE INTEGRITY OF A POLYMER MATERIAL. Part 1. Moistening

A.B. Laptev¹, G.G. Matishov², A.A. Krivushina¹, M.R. Pavlov¹, E.V. Nikolaev¹

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

²Federal Research Center Southern Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, Rostov-on-Don, Russia; ssc-ras@ssc-ras.ru

Abstract. The article describes processes of surface moistening and moisture sorption with a polymer material using known physical dependencies. Moisture saturation depends on size of pores, surface contact angle (polymer hydrophilicity), temperature and pressure. It is shown that moisture saturation leads to the formation of a moisture content gradient and gradual destruction, cracking, aging and discoloration of the polymer from the surface due to tensile stresses in the presence of a moisture gradient between the surface and inner layers of the polymer material.

Keywords: polymer, hydrophilicity, wetting edge angle, moisture saturation, moisture content gradient, capillary pressure

For citation: Laptev A.B., Matishov G.G., Krivushina A.A., Pavlov M.R., Nikolaev E.V. The effect of the transition of air temperature through zero on the surface integrity of a polymer material. Part 1. Moistening. *Trudy VIAM*, 2025, no. 11 (153), paper no. 13. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-11-147-156.

Введение

Воздействие климата на материалы чрезвычайно разнообразно. Наиболее изученным фактором воздействия климата является влажность, вызывающая влагонасыщение материала [1–5]. Тем не менее процесс старения в результате циклической сорбции и десорбции влаги материалом изучен недостаточно.

Поверхность материала подвержена ускоренной деструкции и выкрашиванию (выветриванию) микрочастиц материала. От химической природы поверхности, ее физико-химических свойств зависит способность удерживать то или иное количество влаги и снега [6].

На рис. 1 приведены данные [7] относительного изменения массы образца полимерного материала при длительном экспонировании на климатической площадке при действии всех факторов климата.



Рис. 1. Относительное изменение массы образца в процессе длительного экспонирования в натуральных условиях

Видно, что масса изменяется скачкообразно, т. е. присутствуют два процесса — обратимое влагонасыщение при увеличении массы и обратимая сушка образца при снижении массы, при этом на всем протяжении эксперимента происходит унос частиц (массы) материала с поверхности, приводящий к постоянному и невозвратному снижению массы.

Процесс циклического увлажнения-сушки приводит к уносу вещества. Деструкция поверхности, образование выкрошенных микрочастиц и их унос с поверхности может быть обусловлен не только действием влаги, но прежде всего образованием механических напряжений в поверхностном слое материала. Процесс влияния влаги достаточно хорошо изучен для таких материалов, как древесина. Коробление древесины под действием влаги известно давно, но также известно, что сушка древесины не приводит к удалению последствий коробления (деформации), т. е. происходят необратимые изменения. По-видимому, эти изменения происходят и в полимерных материалах, но из-за низкой пористости и влагоемкости они не подвержены короблению, у них повреждаются только поверхностные слои.

Помимо влаги на материал в различных климатических условиях значительное воздействие оказывает температура. При этом температура поверхности отличается от температуры окружающего воздуха из-за периодического воздействия солнечного излучения, ветра и механических нагрузок. Температура поверхности значительно зависит от цвета нанесенного покрытия. Светлая поверхность в натуральных условиях при наличии солнечного излучения имеет более низкую температуру, чем темная. Большое влияние также оказывают осадки (жидкие и твердые) — одни приводят к насыщению поверхностных слоев влагой, другие — к механическому воздействию и эрозии [8].

На сухой (не содержащей влаги) поверхности переход температуры воздуха через ноль не приводит к каким-либо серьезным изменениям. Для влажной поверхности при снижении температуры окружающего воздуха и переходе через ноль меняется

фазовое состояние воды – образуется лед. Необходимо отметить, что даже в сухом климате возможно образование на поверхности сорбированной влаги. В зависимости от количества и величины пор в материале влага может находиться в виде мономолекулярного (связанная влага) или полимолекулярного (свободная влага) слоя.

Толщина слоя воды в свою очередь во многом определяется капиллярными эффектами – осмотическим давлением, поверхностным натяжением жидкости, адсорбционной способностью поверхности по отношению к воде, шероховатостью поверхности и другими факторами.

В источнике [9] изучен химический состав углепластика на основе полимерной матрицы ВСЭ-1212 после длительного экспонирования в условиях умеренного климата. Показано, что при исследовании на инфракрасном спектрометре проявляется рост амплитуды сигналов в области, соответствующей частичному разрушению сшивающих структуру полимера пространственных связей и наличию большого количества абсорбированной воды. После сушки углепластика вода уходит из внутренней структуры, но не полностью, а пики, характерные для гидроксильных групп, остаются.

На рис. 2 [10, 11] приведен фрактографический анализ полимерной матрицы необработанной внешней кромки, у которой диаметр пор составляет до 50 мкм. Однако исследования геометрических характеристик поперечного сечения полимерного композиционного материала и морфологии поверхности углеродных волокон показали наноразмерные поры. На изображениях, приведенных на рис. 3, показана характерная форма поперечного сечения волокон (от округлой до овальной), у которых средний диаметр составляет от 3,2 до 7,0 мкм, поверхность волокон – фибриллизированная.

Наличие адгезива на волокнах и их неровная поверхность приводят к образованию вдоль волокон наноразмерных микропор (показаны стрелками на рис. 3, а и б).

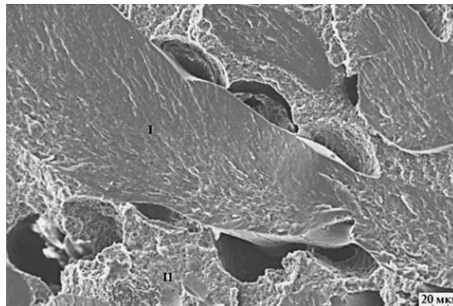


Рис. 2. Структура поврежденного образца полимерной матрицы

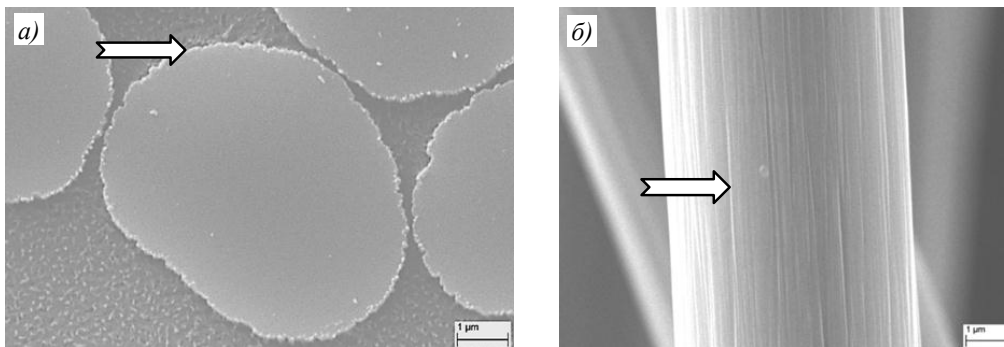


Рис. 3. Поперечное сечение (а) и поверхность углеродных волокон (б) при увеличении $\times 30000$ [11]

Образование пленки воды на поверхности материала

Появление влаги на поверхности зависит от термодинамических условий и при нормальном атмосферном давлении называется точкой росы [12]. Расчет температуры

точки росы T_p при температуре воздуха T и относительной влажности ϕ может быть выполнен по формуле [13]

$$T_p = \frac{a\chi}{b-\chi}, \quad (1)$$

где a , b – коэффициенты, определяемые для каждого материала индивидуально;
 $\chi = \frac{237,7T}{17,27+T} + \ln\left(\frac{\phi}{100}\right)$.

В результате выпадения осадков влага попадает непосредственно на поверхность и удерживается на ней в зависимости от свойств поверхности, ее наклона и других условий. При этом высота слоя воды h на горизонтальной плоской гладкой поверхности определяется следующим уравнением [14]:

$$h = \sqrt{\frac{2\sigma(1 - \cos\theta)}{g\rho}}, \quad (2)$$

где ρ – плотность жидкости; σ – поверхностное натяжение жидкости; θ – угол смачивания.

При падении капли воды на поверхность материала образуется несколько разделов фаз на границах материала, воды и воздуха, которые подразделяются на следующие границы раздела фаз: между твердым веществом и жидким (т-ж), между жидким веществом и газом (ж-г) и между твердым веществом и газом (т-г), которым соответствуют величины поверхностного натяжения – $\sigma_{т-ж}$, $\sigma_{ж-г}$ и $\sigma_{т-г}$. Они же определяют баланс сил на границе раздела фаз. Равновесия этих сил можно представить уравнением [15]

$$\cos\theta = \sigma_{т-г} - \sigma_{ж-г}. \quad (3)$$

В результате исследования значительного количества материалов с разным химическим составом установлено, что чем меньше реакционная способность вещества (например, фторсодержащего), тем меньше значение критической поверхностной энергии [16], т. е. для насыщения поверхностной влагой материала необходимо не только наличие влаги на поверхности, но и физико-химическое взаимодействие воды с поверхностью. Чем меньше краевой угол смачивания (гидрофильный материал), тем лучше взаимодействие с поверхностью и интенсивнее влагонасыщение материала.

При переходе от гладкой поверхности к шероховатой [17] можно значительно улучшить гидрофобные свойства материала и увеличить краевой угол смачивания, которые невозможно получить на гладких, пусть и гидрофобных, поверхностях.

Сила поверхностного натяжения $\sigma_{т-ж}$ для гидрофильных материалов всегда больше, чем величина $\sigma_{ж-г}$, поэтому на рельефной поверхности между жидкостью и твердым материалом во впадинах рельефа создается воздушная прослойка. Эта прослойка снижает общее поверхностное натяжение и увеличивает краевой угол смачивания. Преднамеренное создание рельефа (шероховатости) на поверхности позволяет увеличить гидрофобность поверхности материала. Дополнительно увеличить гидрофобность и снизить проникновение влаги внутрь материала можно с использованием специальных гидрофобизирующих покрытий.

Под воздействием внешней среды гидрофильность, гидрофобность и энергия поверхностей, на которые нанесено какое-либо покрытие, могут изменяться. Попадание частиц аэрозолей, пыли, песка и кислых газов из атмосферы постепенно, но неуклонно приводит к преобразованию групп молекул на поверхности, образованию гидрофильных комплексов, нарушению сплошности гидрофобной пленки, влагонасыщению материала (чем длительнее воздействие внешней среды, тем интенсивнее изменения).

Вода на поверхности всегда содержит то или иное количество загрязняющих частиц и растворимых примесей – ионов. Минерализованная вода в наноразмерных капиллярах и микропорах вступает во взаимодействие со стенками полимера/волокна за счет сил физической и химической адсорбции. Чем выше гидрофильность поверхности,

тем, соответственно, больше сила взаимодействия влаги и стенок капилляра/поры. При $\sigma_{т-ж} < \sigma_{ж-г}$ влага в капилляре образует двойной электрический мономолекулярный слой толщиной до 0,2 нм (рис. 4). На стенке полимерного материала, заряженной отрицательно, адсорбируются положительным зарядом своих диполей молекулы воды и положительно заряженные ионы. Следующий слой молекул воды (толщиной 0,2–1,0 нм) также ориентируется к отрицательному заряду адсорбированных молекул воды, но плотность и ориентация второго слоя несколько меньше. Энергия статических электрических связей во втором слое высока. В третьем слое (толщиной 1–10 нм) молекулы и ионы менее ориентированы (менее структурированы). Энергия статического электрического взаимодействия на таком удалении от стенки капилляра незначительна. В четвертом слое, толщина которого ограничена лишь стенками капилляра и толщинами первых слоев, содержится свободная вода, где ориентационные молекулярные взаимодействия, за исключением гидратных оболочек ионов, равны нулю. С увеличением энергии системы за счет увеличения температуры или давления толщина третьего слоя уменьшается, молекулы дезориентируются. Критические изменения толщины слоя начинаются при температуре 60–80 °С. На толщину упорядоченного слоя оказывает влияние количество гидратированных ионов.

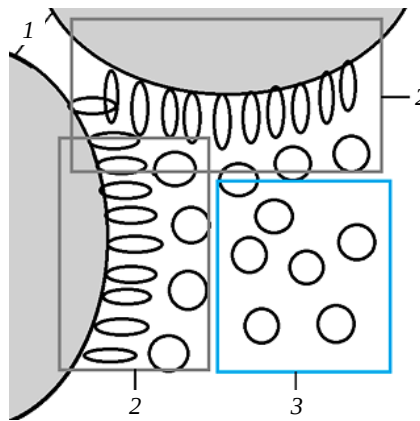


Рис. 4. Схема расположения слоев структурированной (2) и свободной (3) воды в капилляре (1)

Молекулы воды в капилляре совершают броуновское движение, при этом молекулы принимают положение с минимальной энергией. Если поверхностное натяжение воды меньше энергии адсорбционного взаимодействия воды с материалом капилляра, вода начинает заполнять стенки с силой, называемой капиллярным давлением.

Существует методология оценки поглощения влаги материалом – диффузии, характеризующейся коэффициентом диффузии. Основная теория и методы определения коэффициента диффузии влаги приведены в работах [18, 19]. В источниках [20–22] приведены наиболее информативные методы исследования кинетики сорбции, которые заключаются в достижении сорбционного равновесия в конкретных условиях. Метод, приведенный в работе [23], позволяет не только оценить коэффициент диффузии, но и исследовать структурные изменения в полимерной матрице.

Зависимость степени влагонасыщения от продолжительности экспонирования определяется уравнением $w = at^b$, где w – влагосодержание; t – продолжительность выдержки при заданных значениях температуры и влажности; a , b – коэффициенты, определяемые для каждого материала индивидуально.

Коэффициент $b = 1/2$ при соответствии диффузии второму закону Фика [24]. Обычно данный коэффициент имеет другое значение, что означает наличие изменений в структуре абсорбата или наличие химических превращений.

Энергетическое и силовое воздействия влаги

Для учета энергетического силового воздействия влаги на стенки капилляра необходимо рассмотреть взаимодействие потока молекул воды в виде пара со стенками капилляра [25], которое представляет собой разнородные процессы: потока, соответствующего теории Кнудсена в капиллярах радиусом $< r_{\text{Kn}}$, и потока молекул воды под действием броуновского движения в капиллярах радиусом $> r_{\text{Kn}}$. Поток газообразных молекул воды в соответствии с теорией Кнудсена будет равен

$$J_1^{\text{Kn}} = -2/3(8RT/\pi M_1)^{1/2} \int_{r_0}^{r_{\text{Kn}}} r f_V(r) dr \nabla p \quad (4)$$

или

$$J_1^{\text{Kn}} = -D^{\text{Kn}} \nabla p, \quad (5)$$

где D^{Kn} – коэффициент диффузии при движении пара в соответствии с теорией Кнудсена; r_{Kn} – наибольший радиус пор, поток в которых соответствует теории Кнудсена; M_1 – молекулярная масса водяного пара; T – температура; r – радиус капилляра, нм; $f_V(r)$ – функция изменения объема пор по толщине материала; ∇p – градиент давления по толщине материала.

Коэффициент диффузии по теории Кнудсена равен

$$D^{\text{Kn}} = (260329 \cdot 10^{-10} (T)^{1/2} \int_{r_0}^{r_{\text{Kn}}} r f_V(r) dr) / d_1, \quad (6)$$

где d_1 – коэффициент извилистости пор.

Уравнение (4) ограничено параметрами r_{max} и r_0 . Согласно зависимости энергии ДЛФО (теория агрегативной устойчивости В.Б. Дерягина, Л.Д. Ландау, Е. Фервея и Дж. Овербека) [26], действие межмолекулярных сил начинается на расстоянии $r_0 < 20$ радиусов молекулы воды. Диаметр молекулы воды 0,1345 нм при комнатных условиях (температура 273,15 К, атмосферное давление), тогда $r_0 = 2,69$ нм, а относительное давление водяного пара $p/p_s = 0,6$. Необходимо учитывать, что первоначально в порах присутствует воздух и учитывать нужно совместную сорбцию и пара, и воздуха.

Содержание влаги u при диффузии в капиллярах под действием температуры и ультрафиолетового излучения отличается на поверхности материала и по его сечению. При изменении влажности воздуха, температуры и осадках содержание влаги может быть больше в центре или на поверхности. В зависимости от разницы температур материала и окружающей среды диффузия влаги может происходить как под действием давления влаги, так и под действием капиллярных сил. В любом случае важное значение имеет градиент давления влаги $\partial p / \partial x$. Если $\partial p / \partial x = 0$, уравнение термовлагопроводности имеет вид [27]

$$\partial u / \partial \tau = a_m (\partial^2 u / \partial x^2 + \delta_t (\partial^2 t / \partial x^2)),$$

где a_m и δ_t – коэффициенты, зависящие от температуры и влагосодержания материала, τ – продолжительность выдержки.

При нагревании тела объемно-напряженное состояние определяется неравномерным распределением температуры.

Внутреннее давление в порах P , приводящее к образованию трещин и расширению пор в материале при разности влагосодержания между слоями Δu , может быть определено по формуле

$$P = -\frac{2}{3} \frac{\beta_1 E \Delta u}{(1 + \beta_1 u_i)(1 - \mu)},$$

где μ – коэффициент Пуассона; E – модуль упругости; β_1 – коэффициент линейной усадки.

Заключения

Полимерные материалы, такие как лакокрасочные покрытия, композиты, пластмассы и другие, в процессе длительной эксплуатации в натуральных условиях подвержены старению под действием климатических факторов. Один из значимых факторов старения – увлажнение и влагонасыщение материала. Влагонасыщение приводит к появлению растягивающих напряжений при наличии градиента влажности между поверхностными и внутренними слоями полимерного материала.

В процессе старения полимерных материалов происходит образование новых химических межмолекулярных связей, приводящих к охрупчиванию материала, из-за чего со временем материал становится более хрупким и сильнее подвержен разрушающему действию растягивающих напряжений под действием градиента влагонасыщения. Этот процесс в зависимости от длительности и уровня воздействия климатических факторов (температуры, ультрафиолетового излучения, осадков и влаги) приводит к выкрашиванию микрочастиц полимера и постепенному выветриванию их с поверхности, что приводит к снижению массы, образованию микрповреждений поверхности и снижению прочности и долговечности конструкций.

Для замедления процесса старения полимерных материалов под действием климатических факторов необходимо поддерживать поверхность в гидрофобном состоянии, снижать градиент влагонасыщения в объеме материала, т. е. избегать значительных перепадов температур и влажности в большие промежутки времени – например, избегать длительного влагонасыщения и затем длительного воздействия высокой температуры.

Интенсивность процесса влагонасыщения во многом зависит от пористости материала – чем меньше пористость, тем ниже влагонасыщение, однако размер пор имеет обратное влияние, т. е. чем меньше размер пор, тем больше силы капиллярного давления и интенсивнее насыщение влагой.

Публикация подготовлена при финансовой поддержке Минобрнауки России (Соглашение № 075-15-2024-528 от 24.04.2024 на реализацию КНП по приоритетным направлениям научно-технологического развития).

Список источников

1. 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). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-70-80.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. Каблов Е.Н., Кондрашов С.В., Мельников А.А., Щур П.А. Применение функциональных и адаптивных материалов, полученных способом 3D-печати (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
4. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 2. Основные тенденции // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108.
5. Whiteside M., Herndon J.M. Unequivocal Detection of Solar Ultraviolet Radiation 250–300 nm (UV-C) at Earth's Surface // European Journal of Applied Sciences. 2023. Vol. 11. No. 2. P. 455–472. DOI: 10.14738/aivp.112.14429.
6. Startsev O.V., Kychkin A.K., Lebedev M.P., Polyakov V.V. Effects of moisture on aging of polymer composite materials in a cold climate // Procedia Structure Integration. 2020. Vol. 30. P. 162–166.

7. Старцев В.О., Старцев О.В., Зеленева Т.О., Варданян А.М. Влияние осадков на изменение массы образцов полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях // Климат–2023: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы: сб. докл. VIII Всерос. науч.-техн. конф. (29 сент. 2023 г., г. Москва). М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. С. 131–153.
8. Старцев В.О., Старцев О.В., Зеленева Т.О., Варданян А.М. Влияние осадков на изменение массы образцов полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). Ст. 11. URL: <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.05.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
9. Мараховский П.С., Воробьев Н.Н., Гуляев А.И., Ткачук А.И. Влияние добавок полиарилсульфона на климатическую стойкость углепластика на эпоксидной основе // Высокомолекулярные соединения. Сер. А. 2022. Т. 64. № 2. С. 113–119. DOI: 10.31857/S2308112022020080.
10. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Орешко Е.И. Фрактографические признаки роста межслоевой трещины при нагружении углепластика по различным модам // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-99-108.
11. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Применение наноиндентирования для определения адгезионной прочности волокно-матрица в углепластике // Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года: материалы V Всерос. науч.-техн. конф. (28 июня 2019 г., г. Москва). М.: ВИАМ, 2019. С. 240–253.
12. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Лаптев А.Б. Старение полимерных композиционных материалов. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 520 с.
13. Steadman R.G. Norms of apparent temperature in Australia // Australian Meteorological Magazine. 1994. Vol. 43. P. 1–16.
14. De Gennes P.G., Brochard-Wyart F., Quéré D. Capillarity and Wetting Phenomena – Drops, Bubbles, Pearls, Waves / ed. A. Reisinger. Springer, 2002. 430 p.
15. Laptev A.B., Akhiyarov R.J., Lapteva A.A. et al. Distribution of chloride ions along the flight path of aircraft (Overview) // Journal of Physics. Conference Series. IOP Publishing Ltd, 2022. Vol. 2373. P. 22008. DOI: 10.1088/1742-6596/2373/2/022008.
16. Wenzel R.N. Resistance of solid surfaces to wetting by water // Industrial & Engineering Chemistry. 1936. Vol. 28. P. 988–994. DOI: 10.1021/IE50320A024.
17. Cassie A.B.D., Baxter S. Wettability of porous surfaces // Transactions of The Faraday Society. 1944. Vol. 40. P. 546–551. DOI: 10.1039/TF9444000546.
18. Crank J. The mathematics of diffusion. 2nd ed. Oxford, UK: Clarendon Press, 1975. 414 p.
19. Лыков А.В. Тепломассообмен: справочник. 2-е изд. М.: Энергия, 1978. 480 с.
20. Weitsman Y.J. Composites in the sea: sorption, strength and fatigue // Twelfth Int. Con. on Composite Materials – ICCM'12: Extended abstracts. Paris, France: Instaprint S.A., 1999. P. 210.
21. Померанцев А.Л. Методы нелинейного регрессионного анализа для моделирования кинетики химических и физических процессов: дис. ... д-ра физ.-мат. наук. М., 2003. 304 с.
22. Кротов А.С. Диагностика процессов сорбции и диффузии влаги в полимерных композиционных материалах: дис. ... канд. физ.-мат. наук. Барнаул, 2002. 124 с.
23. Малкин А.Я., Чалых А.Е. Диффузия и вязкость полимеров. Методы измерения. М.: Химия, 1979. 351 с.
24. Lee S., Knaebel K.S. Effects of mechanical and chemical properties on transport in fluoropolymers. I. Transient sorption // Journal of applied polymer science. 1997. Vol. 64. P. 455–476.
25. Перехоженцев А.Г. Моделирование температурно-влажностных процессов в пористых строительных материалах. Часть 3. Расчет коэффициентов диффузии водяного пара в пористых материалах по характеристикам их пористой структуры // Строительные материалы. 2013. № 2. С. 89–92.
26. Вигдергауз В.Е., Гольберг Г.Ю. Нанохимические аспекты флокуляции минеральных частиц: смачиваемость минералов и ее влияние на энергию гидрофобных взаимодействий в рамках расширенной теории ДЛФО // Нанотехнологии и охрана здоровья. 2011. Т. 3. № 7. С. 23–29.

27. Старцев В.О., Николаев Е.В., Варданыан А.М., Нечаев А.А. Влияние климатических воздействий на внутренние напряжения наномодифицированного цианэфириного углепластика // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-104-112.

References

1. 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), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 10, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-70-80.
2. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
3. Kablov E.N., Kondrashov S.V., Melnikov A.A., Schur P.A. Application of functional and adaptive materials obtained by 3D printing (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-32-51.
4. Laptev A.B., Pavlov M.R., Novikov A.A., Slavin A.V. Current trends in the development of testing materials for resistance to climatic factors (review). Part 2. Main trends. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108.
5. Whiteside M., Herndon J.M. Unequivocal Detection of Solar Ultraviolet Radiation 250–300 nm (UV-C) at Earth's Surface. *European Journal of Applied Sciences*, 2023, vol. 11, no. 2, pp. 455–472. DOI: 10.14738/aivp.112.14429.
6. Startsev O.V., Kychkin A.K., Lebedev M.P., Polyakov V.V. Effects of moisture on aging of polymer composite materials in a cold climate. *Procedia Structure Integration*, 2020, vol. 30, pp. 162–166.
7. Startsev V.O., Startsev O.V., Zeleneva T.O., Vardanyan A.M. The influence of precipitation on the change in the mass of polymer composite material samples under open climatic conditions. *Climate-2023: modern approaches to assessing the impact of external factors on materials and complex technical systems*: collection of reports. VIII All-Rus. sc. and tech. conf. (September 29, 2023, Moscow). Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, pp. 131–153.
8. Startsev V.O., Startsev O.V., Zeleneva T.O., Vardanyan A.M. Influence of precipitation on changes in the mass of samples of polymeric composite materials in open climatic conditions. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 20, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-136-154.
9. Marakhovsky P.S., Vorobyov N.N., Gulyaev A.I., Tkachuk A.I. Influence of polyarylsulfone additives on the climatic resistance of epoxy-based carbon fiber. *Vysokomolekulyarnye soyedineniya. Ser. A*, 2022, vol. 64, no. 2, pp. 113–119. DOI: 10.31857/S2308112022020080.
10. Gulyaev A.I., Yakovlev N.O., Oreshko E.I. Fractography features of interlaminar crack growth in carbon fibre reinforced plastic under various mode loading. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-99-108.
11. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Application of nanoindentation to determine the adhesion strength of fiber-matrix in carbon fiber reinforced plastics. *The role of fundamental research in the implementation of Strategic directions for the development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030*: Proc. V All-Rus. sc. and tech. conf. (June 28, 2019, Moscow). Moscow: VIAM, 2019, pp. 240–253.
12. Kablov E.N., Startsev V.O., Laptev A.B. *Aging of polymer composite materials*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2023, 520 p.
13. Steadman R.G. Norms of apparent temperature in Australia. *Australian Meteorological Magazine*, 1994, vol. 43, pp. 1–16.
14. De Gennes P.G., Brochard-Wyart F., Quéré D. *Capillarity and Wetting Phenomena – Drops, Bubbles, Pearls, Waves*. Ed. A. Reisinger. Springer, 2002, 430 p.

15. Laptev A.B., Akhiyarov R.J., Lapteva A.A. et al. Distribution of chloride ions along the flight path of aircraft (Overview). *Journal of Physics. Conference Series*. IOP Publishing Ltd, 2022, vol. 2373, pp. 22008. DOI: 10.1088/1742-6596/2373/2/022008.
16. Wenzel R.N. Resistance of solid surfaces to wetting by water. *Industrial & Engineering Chemistry*, 1936, vol. 28, pp. 988–994. DOI: 10.1021/IE50320A024.
17. Cassie A.B.D., Baxter S. Wettability of porous surfaces. *Transactions of The Faraday Society*, 1944, vol. 40, pp. 546–551. DOI: 10.1039/TF9444000546.
18. Crank J. *The mathematics of diffusion*. 2nd ed. Oxford, UK: Clarendon Press, 1975, 414 p.
19. Lykov A.V. *Heat and Mass Transfer: handbook*. 2nd ed. Moscow: Energiya, 1978, 480 p.
20. Weitsman Y.J. Composites in the sea: sorption, strength and fatigue. *Twelfths Int. Con. on Composite Materials – ICCM'12: Extended abstracts*. Paris, France: Instaprint S.A., 1999, pp. 210.
21. Pomerantsev A.L. *Methods of Nonlinear Regression Analysis for Modeling the Kinetics of Chemical and Physical Processes*: thesis, Doct. of Sc. (Phys. & Math.). Moscow, 2003, 304 p.
22. Krotov A.S. *Diagnostics of Moisture Sorption and Diffusion Processes in Polymer Composite Materials*: thesis, Cand. of Sc. (Phys. & Math.), Barnaul, 2002, 124 p.
23. Malkin A.Ya., Chalykh A.E. *Diffusion and viscosity of polymers. Measurement methods*. Moscow: Khimia, 1979, 351 p.
24. Lee S., Knaebel K.S. Effects of mechanical and chemical properties on transport in fluoropolymers. I. Transient sorption. *Journal of applied polymer science*, 1997, vol. 64, pp. 455–476.
25. Perekhozhentsev A.G. Modeling of Temperature-Humidity Processes in Porous Building Materials. Part 3. Calculation of Water Vapor Diffusion Coefficients in Porous Materials Based on the Characteristics of Their Porous Structure. *Stroitelnye materialy*, 2013, no. 2. pp. 89–92.
26. Vigdergauz V.E., Golberg G.Yu. Nanochemical Aspects of Mineral Particle Flocculation: Mineral Wettability and Its Effect on the Energy of Hydrophobic Interactions within the Extended DLVO Theory. *Nanotekhnologii i okhrana zdorovya*, 2011, vol. 3, no. 7, pp. 23–29.
27. Startsev V.O., Nikolaev E.V., Vardanyan A.M., Nechaev A.A. The influence of climatic factors on residual stresses in nanomodified cyanate ester-based CFRP. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 20, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-104-112.

Информация об авторах

Лаптев Анатолий Борисович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Матишов Геннадий Григорьевич, научный руководитель ЮНЦ РАН, академик РАН, ssc-ras@ssc-ras.ru

Кривушина Анастасия Александровна, старший научный сотрудник, к.б.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Павлов Михаил Рашитович, ведущий научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Николаев Евгений Владимирович, заместитель начальника Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anatoly B. Laptev, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Gennady G. Matishov, Scientific Adviser SSC of the RAS, Academician of the RAS, ssc-ras@ssc-ras.ru

Anastasia A. Krivushina, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Bio.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Mikhail R. Pavlov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeny V. Nikolaev, Deputy Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.06.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 11.07.2025.

The article was submitted 30.06.2025; approved and accepted for publication after reviewing 11.07.2025.

ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на бумажном и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'2003).

2. На рукопись должно быть оформлено Экспертное заключение о возможности опубликования в открытой печати.

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

- заголовок статьи;
- сведения об авторах;
- реферат;
- ключевые слова;
- введение;
- материалы и методы;
- результаты;
- обсуждение и заключения;
- благодарности (при необходимости);
- список литературы.

8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.

9. Основные технические параметры рукописи:

- шрифт – Times New Roman;
- размер шрифта – 12;
- интервал – 1,5;
- поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
- автоматическая расстановка переносов;
- набор формул в Microsoft Equation 3.0;
- штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;
- микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены в электронном виде в программе Photoshop JPEG;
- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;
- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки. На каждую таблицу должна быть ссылка в тексте;
- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

10. Форма подачи рукописи:

- текст на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом;
- пронумерованные рисунки на бумажном носителе и в электронном виде отдельными файлами;
- пронумерованные подписи к рисункам на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом.

11. Список литературы, завершающий рукопись, должен быть тщательно выверен и унифицирован в соответствии с ГОСТ 7.0.5–2008.

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

Последовательность ссылок в тексте должна строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

Ссылки на неопубликованные работы (отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов, стандарты предприятия и т. п.) не допускаются.

Допускается не более одной ссылки на работы, принятые к печати, с указанием номера издания, в котором планируется публикация.

Соблюдение данных правил облегчает работу научного редактора, рецензента и редактора, ускоряет подготовку статьи к печати.

По рекомендации научного редактора или рецензента статья может быть направлена авторам на доработку. После доработки авторы должны представить в редакцию первоначальный и доработанный варианты статьи с ответами на все вопросы и замечания научного редактора или рецензента.

Статья, находящаяся на доработке у авторов более одного месяца, рассматривается и принимается к публикации как вновь поступившая.

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09
E-mail: admin@viam.ru
www.ВИАМ.РФ; www.viam.ru