

№3

(109)

2022

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

№ 3 (109) март 2022

**Учредитель периодического издания:**

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

**Редакционный совет**

**Председатель совета – главный редактор:**

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

**Заместитель председателя совета – заместитель главного редактора:**

Антипов В.В. докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

**Члены совета:**

|                 |                                                                                            |
|-----------------|--------------------------------------------------------------------------------------------|
| Гейкин В.А.     | докт. техн. наук, профессор (АО «ОДК»)                                                     |
| Демонис И.М.    | канд. техн. наук                                                                           |
| Кокорин В.Н.    | докт. техн. наук, профессор (Ульяновский государственный технический университет)          |
| 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) |
| Петрова А.П.    | докт. техн. наук, профессор (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)                           |
| Райтер Г.       | докт. наук (ALD Vacuum Technologies GmbH, Германия)                                        |
| Старцев В.О.    | докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)                                      |
| Стороженко П.А. | чл.-корр. 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, Ю.В. Коломиец;  
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](mailto:admin@viam.ru); сайт: <http://viam-works.ru>

Свидетельство о регистрации средства массовой информации Эл № ФС77-82678 от 27.01.2022 г.

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).

Журнал входит в Международную ассоциацию издателей

(PILA – Publishers International Linking Association) и участвует в проекте CrossRef.

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

Полимерные материалы

Образцова Е.П., Титкова Ю.М., Донских И.Н. Термостойкие волокна и нетканые материалы на их основе для применения в фильтрующих элементах газотурбинных двигателей (обзор)

Курсhev Е.В., Лонский С.Л., Мекалина И.В. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности органического стекла в полусухом и субтропическом климате

Композиционные материалы

Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Усачева М.Н., Громова А.А. Препреги и стеклопластики на основе связующего ВСР-3М и стеклотканей для применения в составе конструкций лопастей вертолетов

Мишкин С.И., Клименко О.Н., Куцевич К.Е. Определение липкости препрегов на основе углеродных наполнителей методом зондирования

Илюхина М.А., Тимонин В.В. Исследование эксплуатационных характеристик кремнийорганических герметиков «холодной» вулканизации при повышенных температурах (до +400 °С) и пути их повышения

Пономаренко Л.А. О способах модификации структуры трикотажных наполнителей для полимерных композиционных материалов (обзор)

Худнев А.А., Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Дворецков Р.М. Исследование особенностей консолидации порошковых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе молибдена с применением искрового плазменного спекания

## CONTENTS

Polymer materials

*Obraztsova E.P., Titkova Yu.M., Donskikh I.N. Heat-resistant fibers and non-woven materials based on them for use in filter elements of gas turbine engines (review)*

*Kurshev E.V., Lonskii S.L., Mekalina I.V. Influence of long climatic aging on microstructure of surface of organic glass in semi-arid and subtropical climate*

Composite materials

*Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Usacheva M.N., Gromova A.A. Prepregs and fiberglass based on VSR-3M binder and fiberglass fabrics for use in helicopter blades*

*Mishkin S.I., Klimenko O.N., Kutceovich K.E. Determination of stickiness of prepregs on the basis of carbon fillers the sounding method*

*Ilyukhina M.A., Timonin V.V. Research of operating properties of RTV silicone sealants at elevated temperatures (up to +400 °C) and ways of their increase*

*Ponomarenko L.A. About ways of structure modification of a knitted fillers for polymeric composite materials (review)*

*Khudnev A.A., Batienkov R.V., Bolshakova A.N., Dvoretsov R.M. Study of the features of compaction of powder composite materials based on molybdenum using spark plasma sintering*

---

Моргунов Р.Б., Королев Д.В., Валеев Р.А., Писковский В.П. Лазерная модификация редкоземельных магнитных сплавов (обзор) 75 Morgunov R.B., Korolev D.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P. Laser modification of rare earth magnetic alloys (review)

Кан А.Ч., Кулагина Г.С., Аюпов Т.Р., Железина Г.Ф. Влияние факторов внешней среды на характеристики антифрикционного органоластика Оргалон АФ-1М 91 Kan A.Ch., Kulagina G.S., Ayupov T.R., Zhelezina G.F. The influence of environmental factors on the characteristics of antifriction organoplasty Orgalon AF-1M

Дышенко В.С., Донецкий К.И., Минабаев М.И., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Ширяев В.В. Способы механической и электроэрозионной обработки полимерных композиционных материалов (обзор) 102 Dyshenko V.S., Donetskiy K.I., Minibaev M.I., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Shiryayev V.V. Methods of mechanical and electrical discharge machining of polymer composite materials (review)

**Защитные и функциональные покрытия**

**Protective and functional coatings**

Заварзин С.В., Оглодков М.С., Чесноков Д.В., Козлов И.А. Высокотемпературная солевая коррозия и защита материалов газотурбинных двигателей (обзор) 121 Zavarzin S.V., Oglodkov M.S., Chesnokov D.V., Kozlov I.A. Hot corrosion and protection of materials of gas turbine engines (review)

**Испытания материалов**

**Material tests**

Панин С.В. Моделирование и прогнозирование температур перегрева образцов ПВХ-профиля 135 Panin S.V. Modeling and prediction of overheating temperatures of PVC profile samples

---

Научная статья

УДК 66.017

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-3-14

**ТЕРМОСТОЙКИЕ ВОЛОКНА И НЕТКАНЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
НА ИХ ОСНОВЕ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ФИЛЬТРУЮЩИХ  
ЭЛЕМЕНТАХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (обзор)***Е.П. Образцова<sup>1</sup>, Ю.М. Титкова<sup>1</sup>, И.Н. Донских<sup>1</sup>*

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

**Аннотация.** Представлен обзор термостойких волокон и нетканых материалов на их основе. Приведены их сравнительные характеристики, описание, преимущества и недостатки для применения в качестве основы в составе воздушных фильтров регуляторов форсажных режимов газотурбинных двигателей. Сделан вывод о возможности использования нетканых материалов и перспективах их применения, а также о возможном способе улучшения характеристик нетканых основ для адаптации к условиям эксплуатации при повышенных и пониженных температурах.

**Ключевые слова:** термостойкие волокна, фильтрующие материалы, иглопробивные нетканые материалы, поверхностная плотность, температура эксплуатации, прочностные характеристики, водопоглощение

**Для цитирования:** Образцова Е.П., Титкова Ю.М., Донских И.Н. Термостойкие волокна и нетканые материалы на их основе для применения в фильтрующих элементах газотурбинных двигателей (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-3-14.

Scientific article

**HEAT-RESISTANT FIBERS AND NON-WOVEN MATERIALS BASED  
ON THEM FOR USE IN FILTER ELEMENTS  
OF GAS TURBINE ENGINES (review)***E.P. Obratcova<sup>1</sup>, Yu.M. Titkova<sup>1</sup>, I.N. Donskikh<sup>1</sup>*

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

**Abstract.** Presented an overview of heat-resistant fibers and nonwovens based on them. Their comparative characteristics, description, advantages and disadvantages for use as a basis for the use of afterburner regulators of gas turbine engines as part of air filters. The conclusion is made about the possibility of using nonwovens and the prospects for their application, as well as about a possible way to improve the characteristics of nonwovens to adapt to operating conditions at elevated and lowered temperatures.

**Keywords:** heat-resistant fibers, filter materials, needle-punched nonwovens, surface density, operating temperature, strength characteristics, water absorption

**For citation:** Obratsova E.P., Titkova Y.M., Donskikh I.N. Heat-resistant fibers and non-woven materials based on them for use in filter elements of gas turbine engines (review). Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-3-14.

### Введение

В рамках реализации комплексного научного направления 16. «Сверхлегкие пеноматериалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») проводится ряд работ по разработке полимерных композиционных материалов [1]. Среди приоритетных стратегических направлений развития материалов и технологий этой задаче отведена существенная роль [2, 3]. Полимерные композиционные материалы включают в себя целый ряд материалов: стекло- и углепластики, материалы волокнистые и с полимерным покрытием, а также с дискретно распределенным наполнителем и др. Свойства разрабатываемых полимерных композиционных материалов определяются их назначением и структурным составом [4–6].

Материалы, применяемые в составе воздушных фильтров регуляторов форсажных режимов газотурбинных двигателей (ГТД), должны обладать способностью задерживать мелкие частицы из атмосферного воздуха и предотвращать попадание пыли. Такие материалы также должны быть влагостойкими и иметь достаточный диапазон рабочих температур для эксплуатации в составе авиационной техники. Для этих целей зачастую используют нетканые материалы.

В настоящее время технология производства нетканых материалов преимущественно осуществляется тремя способами: механическим, физико-химическим или комбинированным.

Механическая технология изготовления нетканых материалов основывается на иглопробивном, вязально-прошивном и валяльно-войлочном способах [7]. Пропитка связующим, термоскрепление, фильерный, струйный и бумагоделательный способы можно отнести к физико-химической технологии производства нетканых материалов. Комбинированная технология позволяет сочетать преимущества вышеперечисленных технологий для получения наилучшего результата при разработке конкретных материалов [8].

Для фильтрации воздуха в высокотемпературных зонах широкое применение получили иглопробивные нетканые материалы благодаря своей прочности, сочетающейся с гибкостью, а также возможности изготовления материалов заданной плотности и толщины, которые характеризуются отличными фильтрующими свойствами благодаря сетчатой волокнистой структуре.

Основным и главным требованием к фильтрующим материалам, в том числе используемым в системе воздухоочистки регуляторов форсажных режимов ГТД, является возможность эксплуатации при температурах до 150 °С и более, а также при пониженной температуре – до –60 °С. Поэтому в качестве основы наиболее подходящими являются термостойкие нетканые материалы, содержащие однотипные высокотемпературные волокна либо различные варианты смеси волокон, выдерживающие перепады температур достаточно длительное время с сохранением функциональных свойств, без потери массы, прочности и других показателей [9].

*Термостойкими* принято считать волокна, сохраняющие работоспособность в процессе длительной эксплуатации при температурах 200–250 °С, а для некоторых разновидностей – до 300–350 °С и более. К термостойким преимущественно относятся волокна из карбо- или гетероциклических полимеров [10].

### Применяемые волокна и материалы

Основные свойства термостойких волокон приведены в табл. 1 [10].

Формование полимерных синтетических волокон, необходимых для производства термостойких нетканых полотен, осуществляется разными способами,

такими как: из раствора «мокрым» или «сухим» способами, а также из расплава или размягченного полимера [11]. Способ формования конкретного полимера напрямую зависит от химического строения и исходных свойств сырья [12].

Таблица 1

Основные свойства термостойких волокон

| Волокна                              | Объемная плотность, г/см <sup>3</sup> | Прочность, сН/текс | Удлинение при разрыве, % | Влажность при нормальных условиях, % | Температура эксплуатации (предельная), °С |
|--------------------------------------|---------------------------------------|--------------------|--------------------------|--------------------------------------|-------------------------------------------|
| Метаарамидные                        | 1,37–1,38                             | 40–50              | 15–30                    | 4–5                                  | >380                                      |
| Полиамидоимидные                     | 1,34–1,35                             | 35–60              | 10–25                    | 3–3,5                                | 250–300                                   |
| Полиимидные                          | 1,41–1,45                             | 40–45              | 15–20                    | –                                    | 270–360                                   |
| Полибензимидазольные                 | 1,40–1,41                             | 30–40              | 10–20                    | 10–15                                | 300–320                                   |
| Полиоксадиазольные                   | 1,42–1,44                             | 25–40              | 6–10                     | 6–10                                 | 250–300                                   |
| Дегидрированные полиакрилонитрильные | 1,37–1,4                              | 20–25              | 15–22                    | –                                    | 300–350                                   |

К основным синтетическим полимерным волокнам, разработанным в середине XX века, можно отнести фенилон, терлон, арамид, волокно Лола.

На основе этих волокон в советский период во Всесоюзном институте авиационных материалов (ВИАМ) был разработан ассортимент нетканых материалов, изготовленных иглопробивным способом:

- АТМ-15 – на основе смеси ароматического полиимида, фенилона и терлона;
- АТМ-15ПК, являющийся модификацией материала АТМ-15 с улучшенными водоотталкивающими свойствами [13];
- АТМ-16 и АТМ-19 на основе волокон арамид (полиимидное волокно) и Лола (волокно на основе лестничных и полулестничных полимеров) [14].

Основные свойства этих материалов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Свойства нетканых материалов разработки ВИАМ

| Характеристика                             | Значения характеристик материалов |                 |                 |                                |
|--------------------------------------------|-----------------------------------|-----------------|-----------------|--------------------------------|
|                                            | АТМ-15                            | АТМ-15ПК        | АТМ-16          | АТМ-19                         |
| Толщина, мм                                | 5,3±0,2                           | 4±0,1           | 5,2±0,5         | 6–20                           |
| Поверхностная плотность, г/м <sup>2</sup>  | 610±15                            | –               | 600±30          | 3000±30<br>(при толщине 20 мм) |
| Диапазон рабочих температур, °С            | От –130 до +300                   | От –130 до +300 | От –130 до +400 | От –130 до +430                |
| Разрывная нагрузка, Н:                     |                                   |                 |                 |                                |
| по длине                                   | 250                               | –               | 120             | –                              |
| по ширине                                  | 300                               | –               | 200             | –                              |
| Влагопоглощение, %, при влажности φ = 65 % | 6,0                               | 6,0             | 6,0             | 6,0                            |
| Предел прочности при отрыве, МПа           | 0,25                              | –               | 0,23            | 0,28                           |

Наиболее распространенными волокнами для производства нетканых материалов, в том числе фильтровального назначения, применение которых рассчитано на диапазон высоких рабочих температур, можно считать класс ароматических полиамидов, в частности арамидные волокна.

*Арамидные волокна* – это волокна, полученные на основе линейных волокнуобразующих полиамидов и относящиеся к классу ароматических полиамидных волокон, состоящие из бензольных колец, соединенных друг с другом через –NH–CO– группу прочными химическими связями. Прядение осуществляется из растворов в сильных кислотах по «сухо-мокрому» способу [15]. Арамидные волокна обладают устойчивостью к пламени, органическим растворителям, нефтепродуктам, различным минеральным маслам. Такие волокна делятся на метаарамидные, отличающиеся высотой термостойкостью, и параарамидные, обладающие высокими прочностными показателями [16].

В настоящее время в России параарамидные волокна и/или нетканые материалы на их основе производят в АО «Каменскволокно» (г. Каменс-Шахтинский), ООО НПП «Термотекс» (г. Мытищи), ООО «Лирсот» (г. Мытищи) и ООО «НПФ «Авикс» (г. Мытищи).

К зарубежным производителям пара- и метаарамидных волокон и/или нетканых материалов на их основе относятся Teijin Ltd (Япония), Kolon Industries Inc. (Южная Корея), DuPont (США), Teijin Twaron (Нидерланды), Kermel (Франция), ОАО «СветлогорскХимволокно» (Республика Беларусь) и др. [17].

Сравнительные характеристики некоторых выпускаемых пара- и метаарамидных волокон импортного и российского производства представлены в табл. 3 [18].

Таблица 3

**Сравнительные характеристики пара- и метаарамидных волокон импортного и российского производства**

| Волокно (производитель)                            | Объемная плотность, г/см <sup>3</sup> | Предел прочности при растяжении, МПа | Удлинение при разрыве, % | Температура разложения в кислороде, °С | Влагопоглощение, % |
|----------------------------------------------------|---------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------|----------------------------------------|--------------------|
| Параарамидное волокно                              |                                       |                                      |                          |                                        |                    |
| Кевлар-149 (DuPont, США)                           | 1,47                                  | 3450                                 | 1,5–2,0                  | 500                                    | –                  |
| Twaron (Teijin Aramid B.V., Нидерланды)            | 1,44–1,45                             | 2700–3600                            | 2,3–4,2                  | 500                                    | 2–7                |
| Hercron HF300 (Kolon Industries Inc., Южная Корея) | 1,44                                  | 2740–2930                            | 2,5–3,4                  | –                                      | –                  |
| Руслан (АО «Каменскволокно», Россия)               | 1,44–1,45                             | 4500–5200                            | 2,4–4,4                  | >500                                   | <4,0               |
| Русар (ООО НПП «Термотекс», Россия)                | 1,44–1,45                             | 5000–6000                            | 2,4–4,4                  | >500                                   | <4,0               |
| Армос (ООО «Лирсот», Россия)                       | 1,44–1,45                             | 3600–4000                            | 2,4–4,4                  | >500                                   | <4,0               |
| Метаарамидное волокно                              |                                       |                                      |                          |                                        |                    |
| Kermel (Kermel, Франция)                           | 1,34                                  | 550–650                              | 18–19                    | >380                                   | 4,0                |
| Newstar (Yantai Tayho, Китай)                      | 1,37–1,38                             | –                                    | 15–30                    | 400–420                                | 4,0–5,0            |
| Nomex 430 (DuPont, США)                            | 1,38                                  | 595–630                              | 30–31                    | >400                                   | 4,5                |

Как видно из данных табл. 3, свойства параарамидных волокон российского производства соответствуют по уровню свойствам зарубежных аналогов, а в некоторых случаях превосходят их по прочности.

Многие мировые производители выпускают арамидные волокна и нити для создания высокопрочных материалов с отличными эксплуатационными свойствами для негорючей одежды летчиков; термозащиты спасателей, пожарных и металлургов; для огнезащитной обивки салонов авиационной, наземной, морской техники и т. д. Для фильтрации горячих газов, очистки от пыли и загрязняющих веществ выпускаются нетканые материалы и ткани из арамидных волокон, получившие широкое распространение по всему миру.

В настоящее время в России выпуск метаарамидных волокон отсутствует, поэтому нетканые материалы на их основе также не производятся. Это привело к поиску материалов с сопоставимыми свойствами, имеющихся на российском рынке, сравнению их между собой и с аналогами, выпускаемыми за рубежом, с целью выбора наиболее оптимального состава для использования в высокотемпературных областях авиационной техники – в частности, для воздухофильтрующих элементов ГТД.

Полиамидоимидные волокна получают поликонденсацией ароматических поликарбоновых кислот и диаминов, диизоцианатов или дигидразидов из сополимеров, сочетающих свойства двух классов – ароматических полиамидов и полиимидов, полученных «сухим» или «мокрым» способами [19].

Общая формула полиамидоимидов представлена на рис. 1.

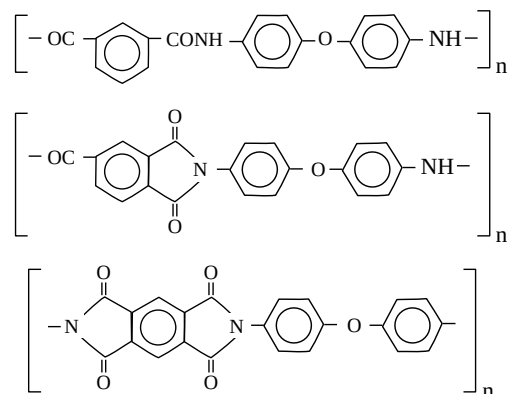


Рис. 1. Общая формула полиамидоимидов

Способы получения полиамидоимидов, в том числе волокон, описаны в работе [20]. Главным достоинством таких волокон является их огнестойкость, они негорючие и не обугливаются при воздействии открытого пламени, а также выделяют совсем небольшое количество дыма. Термостойкость данных волокон в большой степени зависит от их химического строения.

Полиамидоимидные волокна выпускает фирма Rhone Poulenc (Франция) под маркой Кермел, свойства некоторых из них представлены в табл. 4.

Таблица 4

Сравнительные характеристики полиамидоимидных волокон  
фирмы Rhone Poulenc (Франция) марки Кермел

| Волокно    | Объемная плотность, г/см <sup>3</sup> | Прочность при растяжении, г/текс, при 260 °С | Относительное удлинение при разрыве, % | Влагопоглощение, % |
|------------|---------------------------------------|----------------------------------------------|----------------------------------------|--------------------|
| Кермел 201 | 1,39                                  | 25                                           | 8–10                                   | 2,1                |
| Кермел 203 | 1,39                                  | 18                                           | 12                                     | 2,2                |
| Кермел 231 | 1,34                                  | 15                                           | 16–20                                  | 3,4                |

Фирма Teijin (Япония) также промышленно выпускает полиамидоимидное волокно.

Полиамидоимидные волокна и нетканые материалы на их основе находят применение в фильтрующих элементах горячих газов, для изготовления защитной одежды спасателей, пожарных, металлургов и др.

Полиимидные волокна получают переработкой полиимида в полиамидокислотной форме «сухим» или «мокрым» формованием в воду [20]. Полиимиды по способу получения и строению разделяют на следующие группы [21]:

– с алифатическими звеньями в основной цепи, получаемые путем термической поликонденсации при нагревании солей ароматических тетракарбоновых кислот и алифатических диаминов (рис. 2);

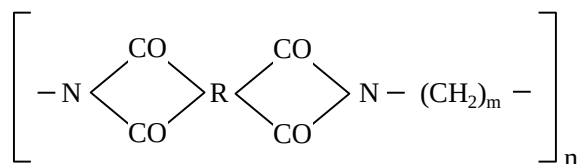


Рис. 2. Общая формула полиимидов с алифатическими звеньями в основной цепи

– с ароматическими звеньями в основной цепи, которые синтезируют методом двухстадийной поликонденсации (рис. 3).

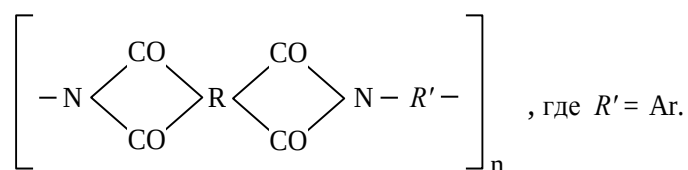


Рис. 3. Общая формула полиимидов с ароматическими звеньями в основной цепи

Полиимидные волокна получают двухстадийным методом (рис. 4): сначала вырабатывают форполимер в виде полиамидокислоты, которая в готовом изделии в результате реакции внутримолекулярной полициклизации превращается в полиимид [19].

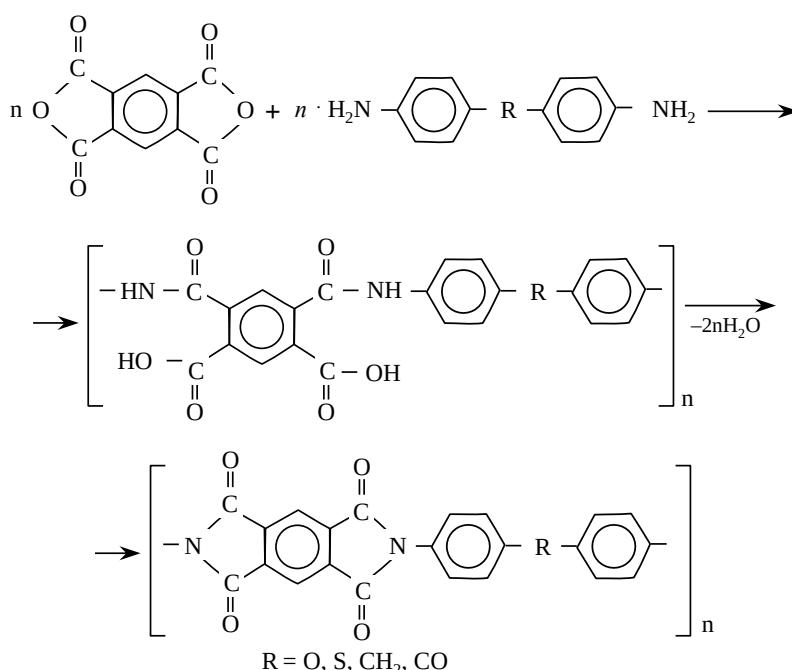


Рис. 4. Двухстадийный метод получения полиимидного волокна

Полиимидные волокна, помимо высокой термостойкости, негорючие, не набухают и не растворяются в органических растворителях, устойчивы к действию разбавленных кислот, но разрушаются в концентрированных кислотах [22].

Волокна, нити и нетканые материалы на основе полиимидных волокон в России выпускает компания ООО «Лирсот» [23]. У компании представлен широкий ассортимент одежды, рассчитанной на работу при высоких температурах.

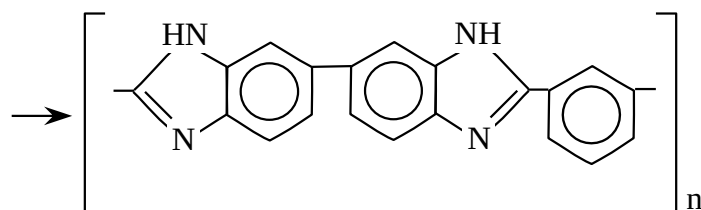


Рис. 5. Общая формула полибензимидазолов

Полибензимидазольное волокно обладает хорошей термостойкостью, а также негорючестью на воздухе и может использоваться до температуры 450 °С. Однако наличие NH-групп в бензимидазольном цикле делает полимер чувствительным к окислению при повышенных температурах.

Полибензимидазольные штапельные волокна выпускают под маркой PBI (США), из которых изготавливают защитную одежду для астронавтов и пожарных. Ткани на основе нитей PBI являются подходящими фильтровальными материалами горячих газов [24].

В табл. 5 приведены некоторые свойства волокон марки PBI.

Таблица 5

Основные свойства волокон марки PBI

| Свойства                              | Значения свойств |
|---------------------------------------|------------------|
| Объемная плотность, г/см <sup>3</sup> | 1,3              |
| Рабочая температура, °С               | 260–400          |
| Предел прочности при разрыве, МПа     | 160              |
| Удлинение при разрыве, %              | 3                |

Полиамидобензимидазольные волокна состоят из макромолекул с бензимидазольными циклами и амидными группами [19].

Полиоксадиазольные волокна вырабатывают на основе полиоксадиазолов – линейных полимеров, получаемых реакцией поликонденсации гидразинсульфата и терефталевой кислоты в среде концентрированной серной кислоты. Применяемые в процессе изготовления вещества дешевы и доступны, поэтому использование полиоксадиазольных волокон экономически выгодно. Следует отметить, стойкость этого волокна к кислым средам. К их недостаткам можно отнести низкую стойкость к действию открытого пламени – немодифицированные полиоксадиазольные волокна воспламеняются, поддерживают горение и не затухают даже при вынесении их из пламени [25].

В ОАО «СветлогорскХимволокно» (Республика Беларусь) налажен выпуск полиоксадиазольных волокон и нетканого материала Арселон на их основе, некоторые свойства которого представлены в табл. 6 [26].

Нетканый материал Арселон обладает высокой термостойкостью, а также пониженной горючестью. В настоящее время ведутся разработки по увеличению гидролитической и кислотной устойчивости материала.

Таблица 6

**Свойства нетканого материала Арселон  
производства ОАО «СветлогорскХимволокно»**

| Свойства                       | Значения свойств                         |
|--------------------------------|------------------------------------------|
| Рабочая температура, °С        | 270–320<br>(в некоторых случаях 300–350) |
| Температура разложения, °С     | 505                                      |
| Температура окисления, °С      | 470                                      |
| Кислородный индекс, %          | 32–33                                    |
| Равновесное влагосодержание, % | 10–11                                    |

В России компания ООО НПФ «Термостойкие изделия» выпускает два вида материала: АНАТ-ФМ – термостойкое иглопробивное полотно из волокна Арселон с армирующей сеткой из комплексной нити Арселон, и АНАТ-ФМ-Т – термостойкое иглопробивное армированное полотно на основе волокна Арселон с улучшенными свойствами. Некоторые характеристики этих материалов представлены в табл. 7 [27].

Таблица 7

**Свойства полотен АНАТ-ФМ и АНАТ-ФМ-Т  
производства ООО «НПФ «Термостойкие изделия»**

| Свойства                                  | Значения свойств для материала марки |             |
|-------------------------------------------|--------------------------------------|-------------|
|                                           | АНАТ-ФМ                              | АНАТ-ФМ-Т   |
| Температура эксплуатации, °С              | 250 и 400 (кратковременно)           |             |
| Усадка, % (не более)                      | –                                    | 1           |
| Поверхностная плотность, г/м <sup>2</sup> | 400 (±10 %)                          | 550 (±10 %) |

Преимуществами представленных материалов является их стойкость к усадке в процессе эксплуатации, высокая стойкость к органическим кислотам и растворителям, нефтепродуктам, минеральным маслам, они устойчивы к действию разбавленных неорганических кислот и щелочей. Эффективность фильтрации пыли с размером частиц до 0,57 мкм составляет 99,9 %.

Полиакрилонитрильные волокна получают из акрилонитрила, имеющего химическую формулу  $\text{CH}_2=\text{CHCN}$ . Формование осуществляют как «сухим», так и «мокрым», а также «сухо-мокрым» способами [28, 29]. Волокна обладают низкой гигроскопичностью (при относительной влажности воздуха 65 % поглощение составляет ~1 % воды), отличаются низкой объемной плотностью (1,14–1,17 г/см<sup>3</sup>), высокими теплоизоляционными свойствами и морозостойкостью. Волокна эксплуатируются при температурах 120–130 °С, при 150–160 °С желтеют, но не снижают термостойкость и могут быть работоспособными до температуры 180 °С [30]. К недостаткам можно отнести жесткость волокон и небольшую устойчивость к истиранию.

Практический интерес для изготовления нетканых материалов представляет термоокисленное полиакрилонитрильное (ПАН) волокно, получаемое из штапельированного ПАН-волокна. По своим свойствам такой материал превосходит многие огнестойкие материалы в области температур до 150 °С, а также отлично зарекомендовал себя при температурах 300–400 °С, а при температуре >450 °С сохраняет свои физические свойства, не горит и не плавится; в открытом пламени при температуре 700 °С может находиться в течение 10–15 мин [19, 23]. Такое волокно может использоваться при изготовлении фильтрующих элементов, работающих при

высоких температурах, в качестве основного материала либо в смеси с арамидными и другими термостойкими волокнами, а также для усиления термо- и огнезащиты.

Для получения нетканых материалов с необходимым комплексом свойств применяют смеси термостойких волокон. При формировании учитывают совместимость видов волокон в растворе, так как термостойкие полимеры не плавятся. Подобные трудногорючие материалы выпускает российская компания ООО НПФ «Авикс», среди которых иглопробивные трудногорючие материалы: АВИКС-АОМ на основе параарамидных волокон, АОМ из окисленных ПАН-волокон и из смесей параарамидных и окисленных ПАН-волокон [31].

Материалы могут иметь различную поверхностную плотность и обладать требуемыми свойствами в зависимости от содержания конкретного вида волокон.

### Заключения

При планировании новых разработок и создании технологий изготовления изделий на основе нетканых материалов необходимо учитывать стоимость компонентов и подбирать такие составы, последующая реализация которых возможна в производстве и в то же время они должны быть конкурентоспособными.

При использовании в качестве основы нетканых материалов различных видов волокон необходимо обеспечить гидрофобизацию поверхности, так как в большинстве случаев такие материалы склонны к излишнему водопоглощению и повышенной сорбционной влажности [32]. Таким образом, при разработке новых изделий требуется определить, какими способами возможно улучшить водоотталкивающие свойства материалов без ухудшения их воздухопроницаемости.

### 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. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
3. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
4. Истомин А.В., Беспалов А.С., Бабашов В.Г. Придание повышенной огнестойкости теплозвукоизоляционному материалу на основе смеси неорганических и растительных волокон // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 74–78. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-74-78.
5. Ивахненко Ю.А., Баруздин Б.В., Варрик Н.М., Максимов В.Г. Высокотемпературные волокнистые уплотнительные материалы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 272–289. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-272-289.
6. Бабашов В.Г., Степанова Е.В., Зимичев А.М., Басаргин О.В. Оксидные непрерывные волокна как компонент гибкой высокотемпературной изоляции // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.12.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-34-43.
7. Севостьянов А.Г., Осьмин Н.А., Щербаков В.П. Механическая технология текстильных материалов. М.: Легпромбытиздат, 1989. 512 с.
8. Абдуллин И.Ш., Ибрагимов Р.Г., Музафарова Г.Ш., Саматова Э.М. Современные технологии производства нетканых материалов // Вестник Казанского технологического университета. 2014. Т. 17. № 19. С. 114–119.
9. Авиационные материалы: справочник: в 12 т. М.: ВИАМ, 2011. Т. 9: Теплозащитные, теплоизоляционные и композиционные материалы, высокотемпературные неметаллические покрытия. С. 31.

10. Перепелкин К.Е. Современные химические волокна и перспективы их применения в текстильной промышленности // Российский химический журнал (Журнал российского химического общества имени Д.И. Менделеева). 2002. Т. XLVI. № 1. С. 31–48.
11. Кукин Г.Н., Соловьев А.Н. Текстильное материаловедение (исходные текстильные материалы): учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Легпромбытиздат, 1985. 216 с.
12. Будницкий Г.А. Новое в области термостойких полимеров и волокон. М.: НИИТЭХИМ, 1978. 88 с.
13. Беспалов А.С., Кузьмин В.В., Бабашов В.Г. Демпфирующий фитилящий материал на основе термостойких синтетических волокон // Труды ВИАМ. 2015. № 1. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-1-4-4.
14. Кондрашов Э.К., Кузьмин В.В., Минаков В.Т., Понаморева Е.А. Нетканые материалы на основе термостойких полимерных волокон и межплиточные уплотнения // Труды ВИАМ. 2013. № 7. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2021).
15. Любин Дж. Справочник по композиционным материалам: в 2 кн. М.: Машиностроение, 1988. Кн. 1. 440 с.
16. 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.
17. Сергеева Е.А., Костина К.Д. Анализ ассортимента арамидных волокон и их свойств // Вестник технологического университета. 2015. Т. 18. № 14. С. 124–125.
18. Дориомедов М.С. Рынок арамидного волокна: виды, свойства, применение // Труды ВИАМ. 2020. № 11 (93). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-48-59.
19. Конкин А.А., Кудрявцев Г.И., Щетинин А.М. Термо-жаростойкие и негорючие волокна. М.: Химия, 1978. 424 с.
20. Бюллер К.-У. Тепло- и термостойкие полимеры: пер. с нем. / под ред. Я.С. Выгодского. М.: Химия, 1984. 1056 с.
21. Андропова Н.А., Бессонов М.И., Лайус Л.А., Рудаков А.П. Полиимиды – новый класс термостойких полимеров. М.: Наука, 1968. 211 с.
22. Перепелкин К.Е. Структура и свойства волокон. М.: Химия, 1985. 208 с.
23. Мусина Т.К., Волохина А.В., Щетинин А.М. Полиимидные и арамидные волокна и нити со специальными свойствами на их основе // В мире оборудования. 2010. № 2 (91). С. 4–8.
24. Зефилов Н.С. Химическая энциклопедия: в 35 т. М.: Большая российская энциклопедия, 1998. Т. 5. 783 с.
25. Конкин А.А. Углеродные и другие жаростойкие волокнистые материалы. М.: Химия, 1974. 376 с.
26. Докучаев В.Н. Использование полиоксадиазольных и углеродных волокон и нитей ОАО «Светлогорскхимволокно» в производстве технических текстильных материалов. Гродно: ГИАП, 2015. С. 13–16.
27. Материал нетканый АНАТ-ФМ-Т и материал нетканый арселоновый АНАТ-ФМ // ООО НПФ «Термостойкие изделия»: офиц. сайт. URL: <https://termiz.all.biz/my-goods/materialy-netkanye> (дата обращения: 02.12.2021).
28. Калиновски Е., Урбанчик Г.В. Химические волокна. М.: Легкая индустрия, 1966. 251 с.
29. Тимошков П.Н., Севастьянов Д.В., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Существующие и перспективные технологии получения ПАН-волокон (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-68-74.
30. Ряузов А.Н., Груздев В.А., Вакшеев И.П. и др. Технология производства химических волокон: учебник для техникумов. 3-е изд. М.: Химия, 1980. 448 с.
31. Авиационный материал иглопробивной трудногорючий марки «АОМ» и «АВИКС-АОМ» // ООО НПФ «АВИКС»: офиц. сайт. URL: <https://aviksnpf.ru/goods/24308060/material-igloprobnvoy-trudnogoryuchiy-marki-aom-tu-8276-007-17364404-03> (дата обращения: 01.12.2021).

32. Пономарева Е.А., Кондрашов Э.К., Минаков В.Т., Полепкина Н.А. Разработка технологического режима гидрофобизации нетканых иглопробивных материалов на основе термостойких волокон // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № S3. С. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s3-11-16.

### 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. Materials and chemical technologies for aviation equipmen. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2012, vol. 82, no. 6, pp. 520–530.
3. Kablov E.N. Composites: today and tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
4. Istomin A.V., Beshpalov A.S., Babashov V.G. Adding increased resistance to heat and sound insulation of material based on mixture of inorganic and plant fibers. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 74–78. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-74-78.
5. Ivakhnenko Yu.A., Baruzdin B.V., Varrik N.M., Maksimov V.G. High-temperature fibrous sealing materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 272–289. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-272-289.
6. Babachov V.G., Stepanova E.V., Zimichev A.M., Basargin O.V. Oxide continuous fibers as a part of flexible high temperature insulation. *Aviation materials and technology*, 2021. no. 1 (62). paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 2, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-34-43.
7. Sevostyanov A.G., Osmin N.A., Shcherbakov V.P. Mechanical technology of textile materials. Moscow: Legprombytizdat, 1989, 512 p.
8. Abdullin I.Sh., Iragimov R.G., Muzafarova G.Sh., Samatova E.M. Modern technologies for the production of nonwoven materials. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta*, 2014, vol. 17, no. 19, pp. 114–119.
9. Aviation materials: reference book: in 12 vols. Moscow: VIAM, 2011. Vol. 9: Heat-shielding, heat-insulating and composite materials, high-temperature non-metallic coatings, p. 31.
10. Perepelkin K.E. Modern chemical fibers and prospects for their use in the textile industry. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal (Zhurnal rossiyskogo khimicheskogo obshchestva imeni D.I. Mendeleeva)*, 2002, vol. XLVI, no. 1, pp. 31–48.
11. Kukin G.N., Soloviev A.N. Textile materials science (original textile materials): textbook for universities. 2nd ed., rev. and add. Moscow: Legprombytizdat, 1985. 216 p.
12. Budnitsky G.A. New in the field of heat-resistant polymers and fibers. Moscow: NIITEKhim, 1978, 88 p.
13. Beshpalov A.S., Kuzmin V.V., Babashov V.G. Damping fibrous material on basis of heat-resistant synthetic fibers. *Trudy VIAM*, 2015, no. 1, paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 02, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-1-4-4.
14. Kondrashov E.K., Kuzmin V.V., Minakov V.T., Ponomareva E.A. Nonwoven materials on the basis of heat-resistant polymeric fibres and interlined sealings. *Trudy VIAM*, 2013, no. 7, paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 02, 2021).
15. Lubin J. Handbook of composite materials: in 2 books. Moscow: Mashinostroyeniye, 1988, book 1, 440 p.
16. 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.
17. Sergeeva E.A., Kostina K.D. Analysis of the range of aramid fibers and their properties. *Vestnik tekhnologicheskogo universiteta*, 2015, vol. 18, no. 14, pp. 124–125.
18. Doriomedov M.S. Aramid fiber market: types, properties, application. *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 02, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-48-59.

19. Konkin A.A., Kudryavtsev G.I., Shchetinin A.M. Heat-resistant and non-combustible fibres. Moscow: Khimiya, 1978. 424 p.
20. Buhler K.-U. Heat- and heat-resistant polymers: trans. from Germ. Ed. Ya.S. Vygodsky. Moscow: Khimiya, 1984, 1056 p.
21. Andronova N.A., Bessonov M.I., Laius L.A., Rudakov A.P. Polyimides are a new class of heat-resistant polymers. Moscow: Nauka, 1968, 211 p.
22. Perepelkin K.E. Structure and properties of fibers. Moscow: Chemistry, 1985. 208 p.
23. Musina T.K., Volokhina A.V., Shchetinin A.M. Polyimide and aramid fibers and threads with special properties based on them. V mire oborudovaniya, 2010, no. 2 (91). pp. 4–8.
24. Zefirov N.S. Chemical Encyclopedia: in 35 vols. Moscow: Bolshaya russiyskaya entsiklopediya, 1998, vol. 5. 783 p.
25. Konkin A.A. Carbon and other heat-resistant fibrous materials. Moscow: Khimiya, 1974. 376 p.
26. Dokuchaev V.N. The use of polyoxadiazole and carbon fibers and threads of OAO Svetlogorskshimvolokno in the production of technical textile materials. Grodno: GIAP, 2015, pp. 13–16.
27. Non-woven material ANAT-FM-T and non-woven arselon material ANAT-FM. Available at: <https://termiz.all.biz/my-goods/materialy-netkanye> (accessed: December 2, 2021).
28. Kalinowski E., Urbanchik G.V. Chemical fibers. Moscow: Light industry, 1966, 251 p.
29. Timoshkov P.N., Sevastyanov D.V., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Existing and promising technologies for producing PAN fibers (review). Trudy VIAM, 2019, no. 11 (83), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 1, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-68-74.
30. Ryauzov A.N., Gruzdev V.A., Vaksheev I.P. Technology of production of chemical fibers: textbook for technical schools. 3rd ed. Moscow: Khimiya, 1980, 448 p.
31. Aviation material of needle-punched slow-burning grades "AOM" and "AVIKS-AOM". Available at: <https://aviksnpf.ru/goods/24308060/material-igloprobnovoy-trudnogoryuchiy-marki-aom-tu-8276-007-17364404-03> (accessed: December 1, 2021)
32. Ponomareva E.A., Kondrashov E.K., Minakov V.T., Polepkina N.A. Development of hydrophobization technological mode of the needle-punched nonwoven materials on the basis of heat resistant fibers. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2014, no. S3. pp. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s3-11-16.

#### Информация об авторах

**Образцова Елена Петровна**, инженер-технолог 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Титкова Юлия Максимовна**, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Донских Ирина Николаевна**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

#### Information about the authors

**Elena P. Obraztcova**, First category engineer-technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Yulia M. Titkova**, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Irina N. Donskikh**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.12.2021.

The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 20.12.2021.

Научная статья

УДК 620.1:53.093:53.096

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-15-26

## ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО КЛИМАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ОРГАНИЧЕСКОГО СТЕКЛА В ПОЛУЗАСУШЛИВОМ И СУБТРОПИЧЕСКОМ КЛИМАТЕ

*Е.В. Куршев<sup>1</sup>, С.Л. Лонский<sup>1</sup>, И.В. Мекалина<sup>1</sup>*

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

**Аннотация.** Изделия из органических стекол широко используют в авиационной технике для различных видов остекления, которые работают в сложных эксплуатационных условиях – например, подвергаются воздействию низких и высоких температур, влаги, ультрафиолетового облучения и др. Эти факторы могут влиять на эксплуатационную надежность оргстекла. В настоящее время в конструкциях авиационного остекления наиболее распространено применение ориентированного полиметилметакрилатного оргстекла АО-120. В работе представлены результаты исследования микроструктуры поверхностей оргстекла АО-120, подвергшегося продолжительному воздействию атмосферных факторов в различных климатических зонах США (Аризона и Флорида).

**Ключевые слова:** полиметилметакрилатное оргстекло АО-120, микроструктурные исследования, микрофазовая структура, климатические зоны, атмосферные факторы, авиационная техника, детали остекления

**Для цитирования:** Куршев Е.В., Лонский С.Л., Мекалина И.В. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности органического стекла в полусухом и субтропическом климате // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-15-26.

Scientific article

## INFLUENCE OF LONG CLIMATIC AGING ON MICROSTRUCTURE OF SURFACE OF ORGANIC GLASS IN SEMI-ARID AND SUBTROPICAL CLIMATE

*E.V. Kurshev<sup>1</sup>, S.L. Lonskii<sup>1</sup>, I.V. Mekalina<sup>1</sup>*

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

**Abstract.** Products from organic glasses are widely used in aviation engineering for different types of glazing which work in difficult operational conditions, for example, are exposed to influence of low and high temperatures, moisture, ultra-violet radiation, etc. These factors can influence operational reliability of organic glass. Now application of the oriented polymethyl methacrylate AO-120 organic glass is most widespread in designs of aviation glazing. In the real work results of research of microstructure of surfaces of the AO-120 organic glass which has undergone long influence of atmospheric factors in different climatic zones of the USA (Arizona and Florida) are provided.

**Keywords:** polymethyl methacrylate glazing AO-120, microstructural researches, microphase structure, climatic zones, atmospheric factors, aviation engineering, glazing details

**For citation:** Kurshev E.V., Lonskii S.L., Mekalina I.V. Influence of long climatic aging on microstructure of surface of organic glass in semi-arid and subtropical climate. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-15-26.

### Введение

Органические стекла, широко применяемые в деталях остекления самолетов, рассматривают наряду с металлическими материалами как элементы силовых конструкций внешнего контура самолета и относят к группе материалов, повреждение и разрушение которых может привести к авиакатастрофе [1–3].

При эксплуатации самолетов детали остекления из органических стекол подвергаются воздействию как физических, так и химических факторов внешней среды: ультрафиолетовое излучение Солнца; перепады температур и влажности; окисление, обусловленное наличием кислорода и озона в атмосфере; гидролиз под действием атмосферной влаги и осадков; эрозионное воздействие ветра и дождя и т. д. Все указанные факторы могут вызывать изменения микроструктуры и эксплуатационных характеристик материалов. Поэтому при оценке эксплуатационной надежности материалов остекления на основе органических стекол большое внимание уделяют их атмосферостойкости [4–11]. Стабильность свойств во времени при воздействии атмосферных факторов – одно из основных требований, предъявляемых к органическим стеклам для остекления самолетов [12].

Для оценки ресурсных характеристик, связанных с атмосферными факторами, на протяжении многих лет в России проводили систематизацию данных по исследованию атмосферостойкости в различных климатических зонах (умеренной, тропической, субтропической, пустынной) серийных органических стекол, эксплуатируемых в деталях остекления отечественных самолетов [13].

Следует отметить, что совершенствование существующих, а также создание новых материалов остекления невозможно осуществлять без изучения микрофазовой структуры органических стекол, которая в значительной мере определяет их технологические и эксплуатационные свойства.

В данной работе приведены результаты исследования влияния длительного климатического старения в зонах полусухого (Аризона) и тропического влажного климата США (Флорида) на микроструктуру поверхности ориентированного полиметилметакрилатного органического стекла АО-120. Проведен анализ и установлены особенности изменения микрофазовой структуры поверхности оргстекла с учетом воздействия атмосферных факторов при продолжительной экспозиции на климатических площадках Аризоны и Флориды в течение 1 года и 3 лет.

Климат Аризоны характеризуется высокими температурами и низкой влажностью в течение года, а также повышенной дозой солнечного излучения из-за высокой интенсивности солнечного света. Летом температура воздуха в Аризоне может достигать 46 °С.

Климату Флориды также присуща высокая интенсивность солнечного света. Однако его особенностью является длительный период высоких температур воздуха с обильными дождями и, как следствие, высокая влажность воздуха в течение всего года. Максимальная летняя температура воздуха Флориды достигает 32 °С.

Средняя температура воздуха и солнечная радиация в Аризоне выше, чем во Флориде. При этом во Флориде значительно больше средняя влажность воздуха и количество выпадающих осадков.

Полученные результаты являются частью комплекса исследований по сохранению свойств материала после длительного натурного старения в различных климатических зонах.

Результаты исследований базируются на предложенной ранее гипотезе строения полимеров [14–17], согласно которой они образованы изотропной легко деформируемой дисперсионной средой, «наполненной» частицами микродисперсной фазы. Следует

отметить, что микроструктура многих полимеров, возникающая на стадиях синтеза и переработки, в результате молекулярно-массового расслоения образует непрерывную молекулярно-дисперсную среду, в которой распределены коллоидные частицы дисперсной фазы размером 100–300 нм и более. Дисперсные частицы и их агрегаты микрофазовой структуры сравнительно легко деформируются под действием механических напряжений и повышенной температуры [14]. Поэтому полученные результаты исследования по влиянию длительной экспозиции в условиях полусухого климата (Аризона) и зоне влажного тропического климата (Флорида) в течение 1 года и 3 лет на микрофазовую структуру органического стекла имеют важное значение для оценки поведения при воздействии климатических факторов и используются при установлении и продлении сроков эксплуатации изделий авиационной техники.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 15.4. «Оптические материалы и материалы остекления» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [18–21].

### Материалы и методы

Объектом микроструктурных исследований служили образцы ориентированного полиметилметакрилатного оргстекла марки АО-120 (по ТУ 6-02-5757599-121–90). Для определения влияния природных климатических факторов (температуры, влажности, солнечной радиации, осадков и др.) проводили сравнительные исследования образца из оргстекла АО-120 до старения с образцами, вырезанными из плит оргстекла, находившихся на экспозиции в зонах полусухого (Аризона) и влажного тропического климата (Флорида) в течение 1 года и 3 лет. Стенды для образцов на территории испытательных климатических станций располагались таким образом, что поверхности образцов были ориентированы на юг под углом наклона 45 градусов к линии горизонта для обеспечения максимального воздействия солнечного излучения на поверхности образцов.

Плиты из оргстекла до и после экспозиции распиливали на образцы размером 50×50 мм на ручном отрезном станке алмазным диском с охлаждением места реза образца специальной охлаждающей жидкостью.

С целью удаления загрязнений, образовавшихся в процессе экспозиции на поверхностях образцов, осуществляли промывку образцов под струей холодной водопроводной воды до полной визуальной смывки загрязнений с поверхности. После этого образцы промывали в дистиллированной воде и сушили при комнатной температуре. При промывке образцов моющие средства не использовали, также не осуществлялось механическое воздействие на их поверхности. Следует отметить, что поверхности образцов после длительной экспозиции исследовали как в отмытом виде для изучения микроструктуры поверхности органического стекла, так и без отмытки для изучения образовавшихся загрязнений в результате экспозиции.

Приклеивание образцов к специальным держателям для сканирующего электронного микроскопа проводили с помощью токопроводящего клея на основе углерода с тщательной обмазкой клеем торцов и боковых поверхностей образцов. После полного высыхания углеродного клея поверхности образцов подвергали ионно-плазменному травлению в вакуумной установке ионно-плазменного травления JFC-1100 (фирма Jeol). Для снятия электрических зарядов и исключения возможных термических повреждений от воздействия пучка электронов, а также для увеличения вторичной электронной эмиссии при исследовании образцов из оргстекла в сканирующем электронном микроскопе, их поверхности металлизировали в вакуумной установке магнетронного распыления Q150R ES (фирма Quorum Technologies).

Микроструктурные особенности поверхностей полиметилметакрилатного оргстекла АО-120 исследовали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 XMU в режиме вторичных электронов при увеличении от  $\times 10000$  до  $\times 50000$ .

Количественную обработку полученных данных микроструктурных исследований проводили с применением программного обеспечения анализа изображений ImageScore Color. Поскольку обнаруженные в процессе исследования агрегаты микродисперсных частиц оргстекла имеют неправильную форму, для корректного определения их размеров проводили измерения диаметра Фере среднего. Диаметр Фере средний – это среднее значение длин проекций диаметра частиц на 64 оси.

### Результаты и обсуждение

Визуальный осмотр образца из оргстекла АО-120, не подвергавшегося климатическому старению (исходный образец), не выявил на поверхности дефектов в виде царапин и пор. На микрофотографии (рис. 1) видно, что образец имеет типичную микрофазовую структуру оргстекла, которая представляет собой микрогетерогенную систему, состоящую из частиц микродисперсной фазы, распределенных в молекулярно-дисперсионной среде. Показано, что микрофазовая структура оргстекла состоит из двух фаз, одна из которых представляет собой частицы и агрегаты дисперсных частиц (светлые участки), а другая (темное поле) является однородной дисперсионной средой, в которой распределена микродисперсная фаза [14–16]. Размеры (диаметр Фере средний) частиц микродисперсной фазы исходного образца находятся в интервале от 52 до 157 нм (рис. 2).

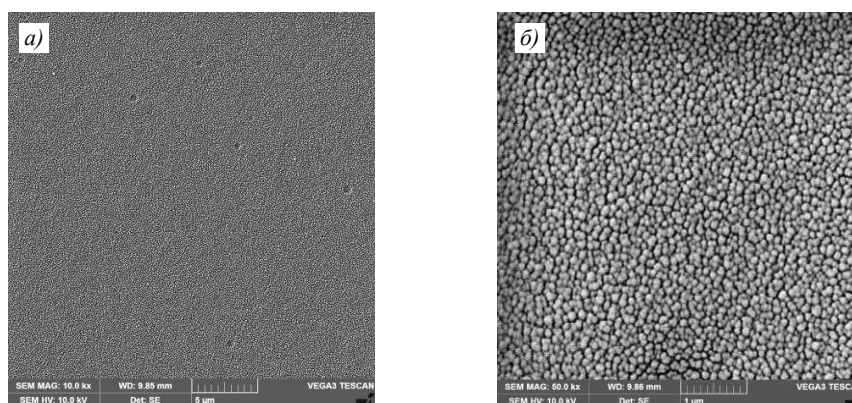


Рис. 1. Микрофазовая структура (*a* –  $\times 10000$ ; *б* –  $\times 50000$ ) поверхности органического стекла АО-120 до климатического старения

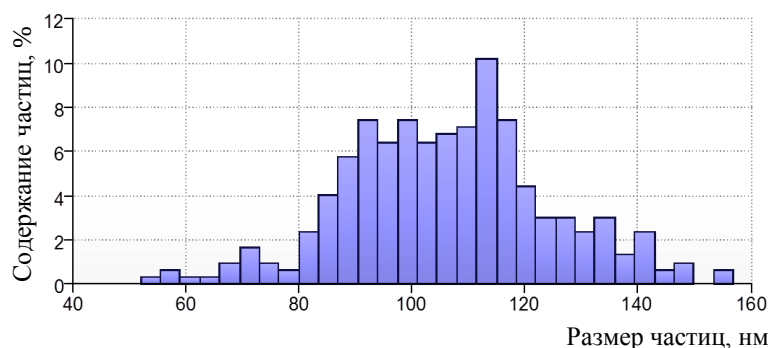


Рис. 2. Гистограмма распределения по размерам (диаметр Фере средний) агрегатов микродисперсных частиц органического стекла АО-120 до климатического старения:  $D_{\min} = 52$  нм,  $D_{\text{ср}} = 106$  нм,  $D_{\max} = 157$  нм

Как при визуальном осмотре, так и в ходе микроструктурных исследований образцов из оргстекла, подвергавшихся климатическим испытаниям, на тыльных и лицевых поверхностях обнаружены многочисленные царапины, образовавшиеся в процессе экспозиции плит материала.

Результаты микроструктурных исследований тыльной поверхности образца из оргстекла, находившегося в течение 1 года на экспозиции в штате Аризона, показали наличие изменений в ее микрофазовой структуре. По сравнению с исходным образцом наблюдали увеличение размеров частиц микродисперсной фазы (рис. 1; 2 и 3, *а, в*) до 89–730 нм (рис. 4, *а*). На лицевой поверхности образца обнаружены участки с ориентацией микродисперсных частиц. Частицы выстраиваются в линии, параллельные друг другу и ориентированные как в продольном, так и в поперечном направлении (рис. 3, *б*). Микродисперсные частицы лицевой поверхности образца (размером 170–1460 нм) отличаются по размеру от частиц на тыльной поверхности, что свидетельствует о фотохимической деструкции поверхности оргстекла, обращенной к солнцу (рис. 3, *б, г* и 5, *б*). Аналогичные изменения наблюдали в работах [14, 22, 23], где представлены исследования полиметилметакрилатных органических стекол в условиях старения и показаны особенности изменения их поверхности после длительной экспозиции в условиях субтропического климата. По-видимому, наблюдаемые изменения структуры связаны с перераспределением сегментальной подвижности в условиях изменения скорости релаксационных процессов в одной или в каждой из фаз [14].

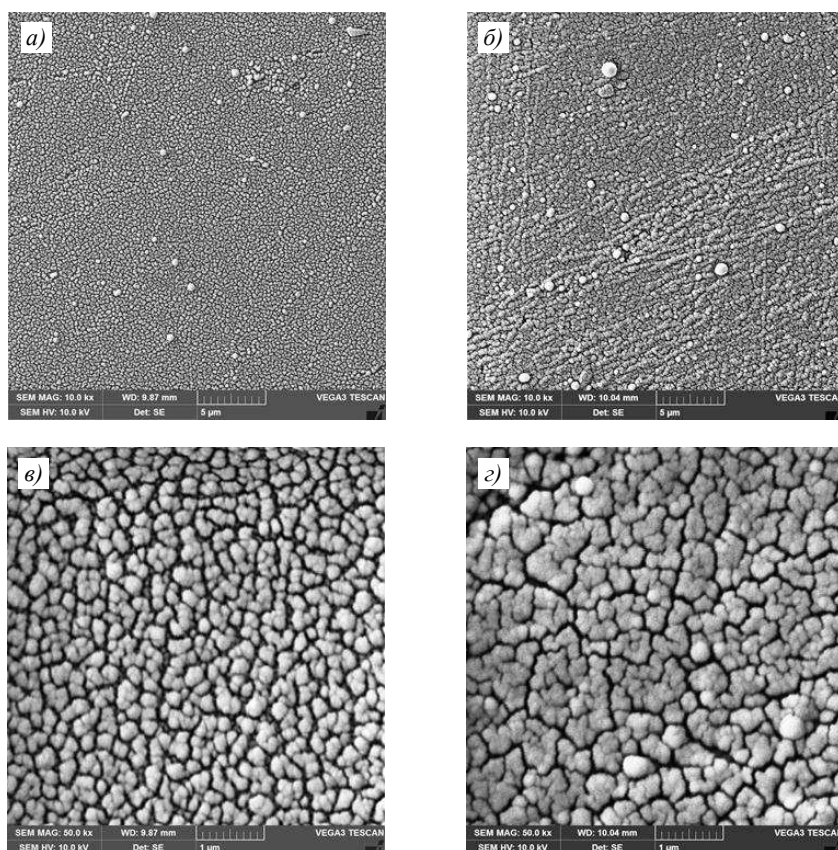


Рис. 3. Микрофазовая структура (*а, б* –  $\times 10000$ ; *в, г* –  $\times 50000$ ) тыльной (*а, в*) и лицевой (*б, г*) поверхностей (с отмывкой) органического стекла АО-120 после экспозиции на открытой площадке в течение 1 года в штате Аризона

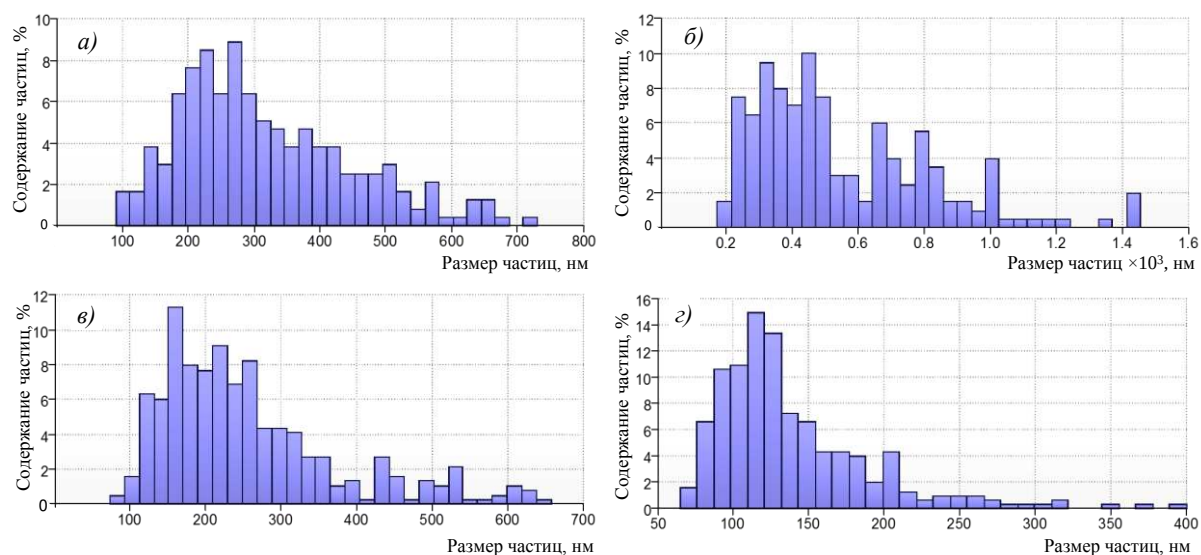


Рис. 4. Гистограмма распределения по размерам (диаметр Ферре-Средний) агрегатов микро-дисперсных частиц тыльной (а, в) и лицевой (б, з) отмытых поверхностей органического стекла АО-120 после экспозиции в течение 1 года (а, б) и 3 лет (в, з) в штате Аризона: а –  $D_{\min} = 89$  нм,  $D_{\text{ср}} = 320$  нм,  $D_{\max} = 730$  нм; б –  $D_{\min} = 170$  нм,  $D_{\text{ср}} = 552$  нм,  $D_{\max} = 1460$  нм; в –  $D_{\min} = 72$  нм,  $D_{\text{ср}} = 258$  нм,  $D_{\max} = 658$  нм; з –  $D_{\min} = 64$  нм,  $D_{\text{ср}} = 140$  нм,  $D_{\max} = 380$  нм

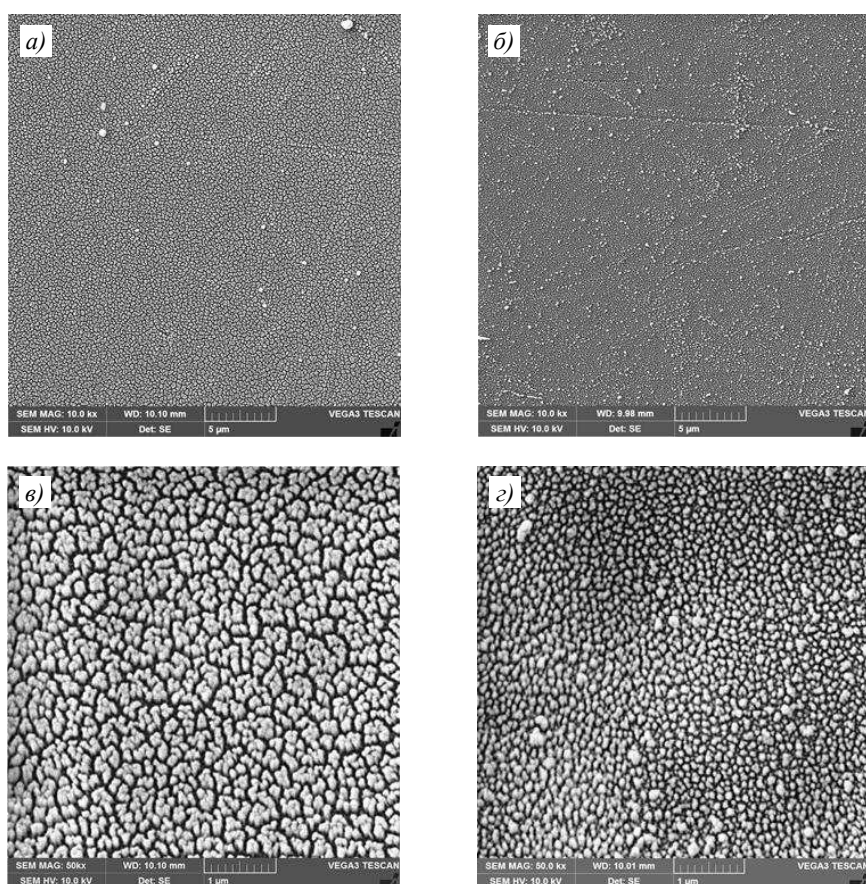


Рис. 5. Микрофазовая структура (а, б –  $\times 10000$ ; в, з –  $\times 50000$ ) тыльной (а, в) и лицевой (б, з) поверхностей (с отмывкой) органического стекла АО-120 после экспозиции на открытой площадке в течение 3 лет в штате Аризона

После экспозиции оргстекла АО-120 в штате Аризона в течение 3 лет на тыльной поверхности образца наблюдают незначительное уменьшение размеров микродисперсных частиц до 658 нм (рис. 4, *в*) по сравнению с результатами исследований образца после 1 года экспозиции. При этом на лицевой поверхности происходит существенное уменьшение их размеров до 64–380 нм (рис. 4, *г* и 5, *б*, *г*). Это, по-видимому, можно объяснить распадом микродисперсных частиц на более мелкие образования вследствие деструкции химических связей (рис. 5, *б*, *г*) при длительном атмосферном старении под воздействием УФ-излучения.

Результаты исследования микроструктур тыльной и лицевой поверхностей образцов из органического стекла АО-120 после климатического старения во влажных условиях Флориды в течение 1 года показали (рис. 6 и 7, *а*, *б*) увеличение размеров частиц микродисперсной фазы аналогично исходному образцу (рис. 1; 2; 6, *в*, *г* и 7, *а*, *б*), как и после экспозиции в течение 1 года в штате Аризона. При этом различий в микрофазовой структуре тыльной и лицевой поверхностей практически не наблюдается (рис. 6). Так, на лицевой поверхности образца обнаружены микродисперсные частицы сферической формы (рис. 6, *в*, *г*), при этом они имеют более рыхлую упаковку по сравнению с частицами на тыльной поверхности (рис. 6). Выявлена также незначительная разница в размерах частиц: на тыльной поверхности их размеры составляют от 110 до 771 нм (рис. 7, *а*), а на лицевой – от 68 до 540 нм (рис. 7, *б*).

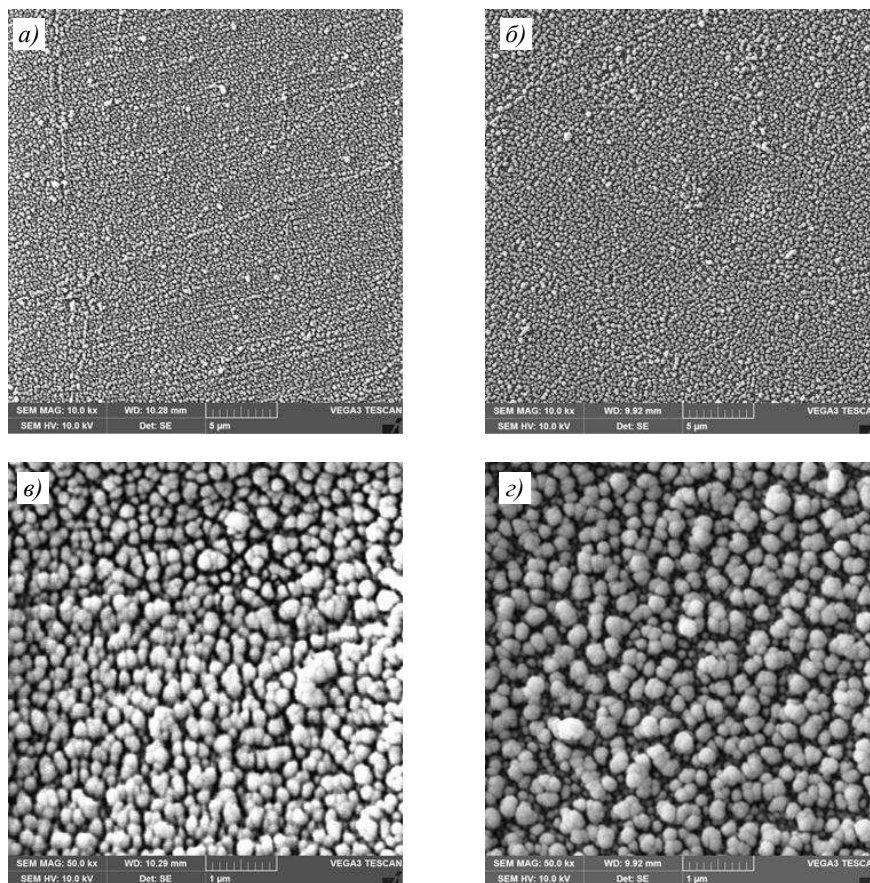


Рис. 6. Микрофазовая структура (*а*, *б* –  $\times 10000$ ; *в*, *г* –  $\times 50000$ ) тыльной (*а*, *в*) и лицевой (*б*, *г*) поверхностей (с отмывкой) органического стекла АО-120 после экспозиции на открытой площадке в течение 1 года в штате Флорида

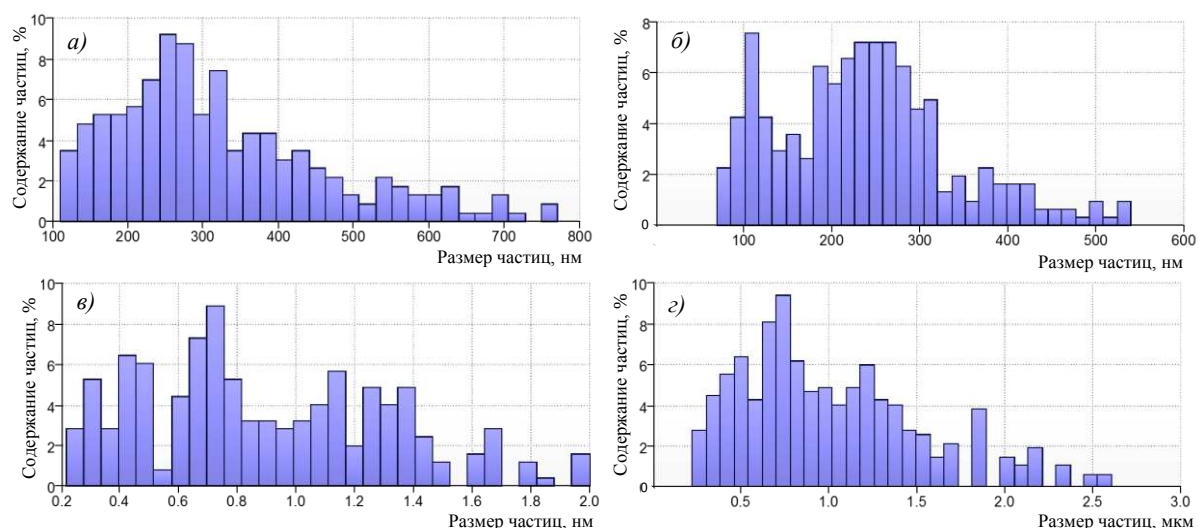


Рис. 7. Гистограмма распределения по размерам (диаметр Ферре средний) агрегатов микродисперсных частиц тыльной (*а*, *в*) и лицевой (*б*, *з*) отмытых поверхностей органического стекла АО-120 после экспозиции в течение 1 года (*а*, *б*) и 3 лет (*в*, *з*) в штате Флорида: *а* –  $D_{\min} = 110$  нм,  $D_{\text{ср}} = 324$  нм,  $D_{\max} = 771$  нм; *б* –  $D_{\min} = 68$  нм,  $D_{\text{ср}} = 240$  нм,  $D_{\max} = 540$  нм; *в* –  $D_{\min} = 0,2$  мкм,  $D_{\text{ср}} = 0,9$  мкм,  $D_{\max} = 2$  мкм; *з* –  $D_{\min} = 0,3$  мкм,  $D_{\text{ср}} = 1$  мкм,  $D_{\max} = 2,6$  мкм

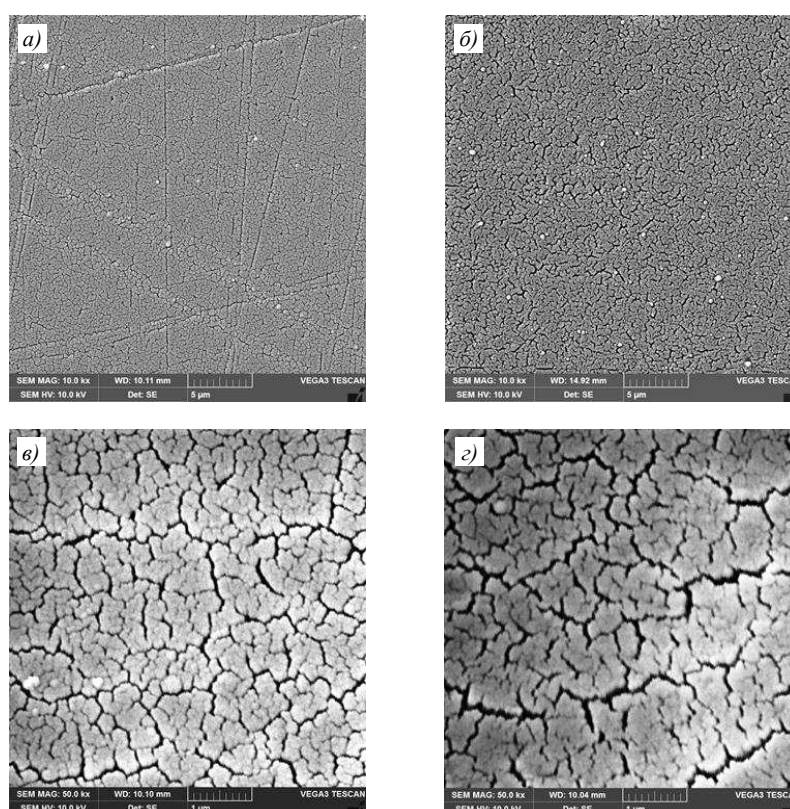


Рис. 8. Микрофазовая структура (*а*, *б* –  $\times 10000$ ; *в*, *з* –  $\times 50000$ ) тыльной (*а*, *в*) и лицевой (*б*, *з*) поверхностей (с отмыткой) органического стекла АО-120 после экспозиции на открытой площадке в течение 3 лет в штате Флорида

В процессе климатического старения образца в штате Флорида в течение 3 лет произошли значительные изменения микрофазовой структуры как тыльной, так и лицевой поверхностей образца (рис. 1, 6 и 8). На микрофотографиях тыльной поверхности наблюдаются крупные плотноупакованные микродисперсные частицы размером от 0,2 до 2 мкм

(рис. 7, в). Размер частиц на лицевой поверхности составляет от 0,3 до 2,6 мкм (рис. 7, г). Увеличение размеров микродисперсных частиц, по-видимому, связано с процессами диффузии воды в поверхностные слои оргстекла и заполнения микропустот в результате длительного воздействия дождей и высокой влажности климата Флориды.

Микроструктурные исследования образцов оргстекла до удаления загрязнений, возникших в процессе экспозиции, позволили обнаружить биологические загрязнения (био пленку) на лицевой поверхности образца, находившегося на экспозиции во Флориде в течение 3 лет. Био пленка представляла собой колонии мицелиальных грибов, покрывающих всю поверхность материала (рис. 9). При этом длина отдельных гиф мицелия грибов достигала 1 мм (рис. 9, а–в). После удаления био пленки с поверхности образца повреждений материала в результате жизнедеятельности мицелиальных грибов не выявлено.

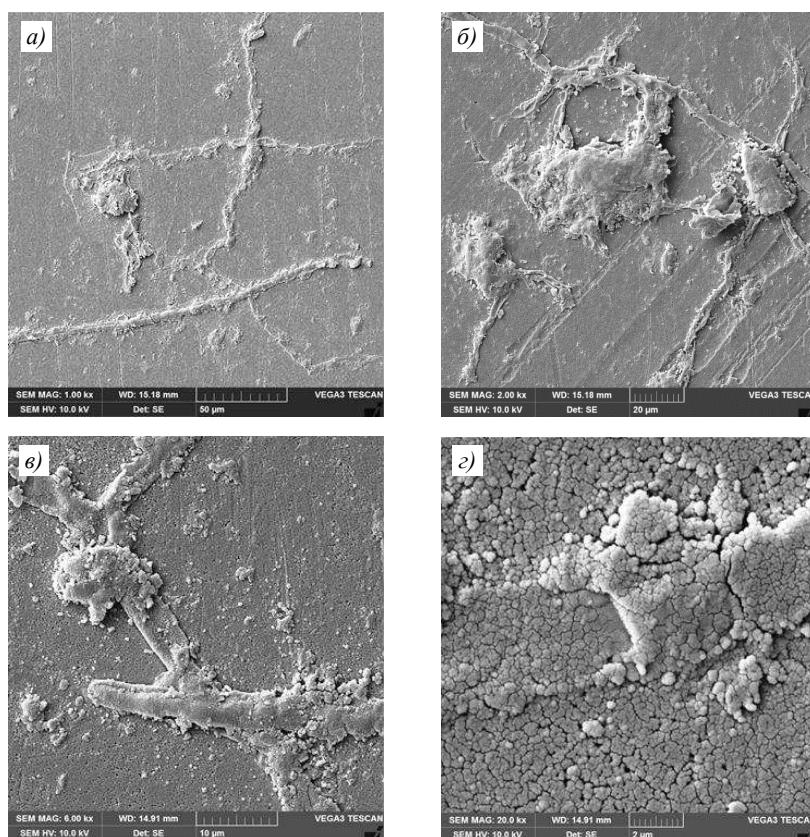


Рис. 9. Микроструктура (а –  $\times 1000$ ; б –  $\times 2000$ ; в –  $\times 6000$ ; г –  $\times 20000$ ) лицевой поверхности (без отмывки) органического стекла АО-120 после экспозиции в течение 3 лет в штате Флорида

На поверхности образцов, подвергавшихся экспозиции в течение 1 года во Флориде и всего срока экспозиции в Аризоне, колоний мицелиальных грибов не обнаружено. В результате можно сделать вывод, что климат Аризоны является неблагоприятным для развития мицелиальных грибов на поверхности материала.

Следует отметить, что выявленные изменения в микрофазовой структуре поверхности оргстекла АО-120, возникшие в результате экспозиции в каждой из климатических зон, не оказывают влияния на его эксплуатационные свойства [13]. Так, результаты исследований серебростойкости, оптических и физико-механических свойств образцов из оргстекла АО-120 показали сохранение свойств практически на исходном уровне вне зависимости от климатической зоны старения материала.

### Заключения

Проведенные микроструктурные исследования позволили выявить основные изменения в микрофазовой структуре поверхности оргстекла АО-120 после длительной экспозиции образцов в зонах полусухого (Аризона) и влажного тропического климата (Флорида) в течение 1 года и 3 лет при воздействии естественных климатических факторов.

В результате климатического старения в течение 1 года в штате Аризона на поверхности образцов из оргстекла произошло увеличение размеров микродисперсных частиц – частицы на лицевой поверхности достигают размеров до 1,5 мкм. Однако после 3 лет экспозиции на лицевой поверхности образцов происходит существенное снижение размеров микродисперсных частиц до 380 нм. Это вызвано воздействием солнечного света высокой интенсивности и повышенных температур, характерных для климата Аризоны, что в результате привело к протеканию процессов деструкции на лицевой поверхности полиметилметакрилатного оргстекла АО-120 после экспозиции в течение 3 лет.

На лицевой и тыльной поверхностях образцов из оргстекла, находившихся на экспозиции во влажных условиях Флориды, происходит увеличение дисперсных частиц в течение 1 года до 770 нм на тыльной и до 540 нм на лицевой поверхностях, а после 3 лет экспозиции – до 2 мкм на тыльной и до 2,6 мкм на лицевой поверхностях. По-видимому, это связано с процессами диффузии воды в поверхностные слои оргстекла и заполнения микропустот в результате длительного воздействия дождей и высокой влажности климата Флориды.

Наличие колонии мицелиальных грибов, обнаруженных на лицевой поверхности образца из оргстекла, находившегося на экспозиции в зоне влажного тропического климата штата Флорида в течение 3 лет, к повреждению поверхности образца не привело.

Следует отметить, что выявленные изменения в микрофазовой структуре поверхности образцов из оргстекла АО-120 влияния на его эксплуатационные свойства не оказывают.

### Список источников

1. Гудимов М.М., Перов Б.В. Органическое стекло. М.: Химия, 1981. 215 с.
2. Гудимов М.М. Трещины серебра на органическом стекле. М.: ЦИПКК АП, 1997. 260 с.
3. Авиационные материалы: справочник: в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2002. Т. 8. С. 29–51.
4. Сентюрин Е.Г., Куклина Л.С., Тригуб Т.С., Пашкова Т.В. Влияние атмосферостойкости на эксплуатационную надежность оргстекла // Авиационная промышленность. 1984. № 5. С. 56–58.
5. Гудимов М.М., Сентюрин Е.Г., Тригуб Т.С. Серебростойкость остекления самолетов из органического стекла в процессе его производства и эксплуатации // Авиационная промышленность. 1995. № 9–10. С. 55–60.
6. Кириллов В.Н., Кавун Н.С., Ракитина В.П. и др. Исследование влияния тепловлажностного воздействия на свойства эпоксидных стеклотекстолитов // Пластические массы. 2008. № 9. С. 14–18.
7. Старцев О.В., Прокопенко К.О., Литвинов А.А., Кротов А.С., Аниховская В.И., Дементьева Л.А. Исследование термовлажностного старения авиационного стеклопластика // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2010. № 1. С. 21–25.
8. Деев И.С., Куршев Е.В., Лонский С.Л., Железина Г.Ф. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности эпоксидных органопластиков и характер ее разрушения в условиях изгиба // Вопросы материаловедения. 2016. № 3 (87). С. 104–114.
9. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Куршев Е.В., Горяшник Ю.С. Особенности биодеструкции термопластов на основе полиэфиров в различных климатических зонах // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
10. Лаптев А.Б., Барботько С.Л., Николаев Е.В. Основные направления исследований сохранности свойств материалов под воздействием климатических и эксплуатационных факторов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 547–561. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-547-561.

11. Луценко А.Н., Курс М.Г., Лаптев А.Б. Обоснование сроков натурных климатических испытаний металлических материалов в атмосфере черноморского побережья. Аналитический обзор // Вопросы материаловедения. 2016. № 3. С. 126–137.
12. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
13. Мекалина И.В., Айзатулина М.К., Сентюрин Е.Г., Попов А.А. Особенности влияния атмосферных факторов на авиационные органические стекла // Труды ВИАМ. 2018. № 11 (71). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-28-34.
14. Деев И.С., Куклин Э.А. Особенности формирования микрофазовой структуры полиметилметакрилатных органических стекол и ее изменений в условиях старения // Материаловедение. 2014. № 4. С. 43–50.
15. Деев И.С., Кобец Л.П. Структурообразование в наполненных термореактивных полимерах // Коллоидный журнал. 1999. Т. 61. № 5. С. 650–660.
16. Новиков В.У., Козицкий Д.В., Деев И.С., Иванова В.С., Кобец Л.П. Мультифрактальный анализ структуры полиметилметакрилата, исследованной методом растровой электронной микроскопии // Пластические массы. 2001. № 1. С. 7–9.
17. Деев И.С., Кобец Л.П. Микроструктура эпоксидных матриц // Механика композитных материалов. 1986. № 1. С. 3–8.
18. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 1. С. 7–17.
19. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
20. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // Тез. докладов XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
21. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
22. Рэнби Б., Рабек Я. Фотодеструкция, фотоокисление, фотостабилизация полимеров. М.: Мир, 1978. 676 с.
23. Сентюрин Е.Г., Гудимов М.М., Руднев В.П. и др. Старение органического стекла // Авиационная промышленность. 1993. № 5–6. С. 50–53.

#### References

1. Gudimov M.M., Perov B.V. Organic glass. Moscow: Khimiya, 1981, 215 p.
2. Gudimov M.M. Silver cracks on organic glass. Moscow: TsIPKK AP, 1997, 260 p.
3. Aviation materials: reference book: in 13 vols. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2002, vol. 8, pp. 29–51.
4. Sentyurin E.G., Kuklina L.S., Trigub T.S., Pashkova T.V. Influence of weather resistance on the operational reliability of plexiglass. Aviationsionnaya promyshlennost, 1984, no. 5, pp. 56–58.
5. Gudimov M.M., Sentyurin E.G., Trigub T.S. Silver resistance of organic glass aircraft glazing during its production and operation. Aviationsionnaya promyshlennost, 1995, no. 9–10. pp. 55–60.
6. Kirillov V.N., Kavun N.S., Rakitina V.P. et al. Study of the influence of heat and moisture impact on the properties of epoxy fiberglass. Plasticheskiye massy, 2008, no. 9, pp. 14–18.
7. Startsev O.V., Prokopenko K.O., Litvinov A.A., Krotov A.S., Anikhovskaya V.I., Dement'eva L.A. Investigation of thermal moisture aging of aviation fiberglass. Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik, 2010, no. 1, pp. 21–25.
8. Deev I.S., Kurshev E.V., Lonskii S.L., Zhelezina G.F. Influence of long-term climatic aging on the microstructure of the surface of epoxy organic plastics and the nature of its destruction under bending conditions. Voprosy materialovedeniya, 2016, no. 3 (87). pp. 104–114.

9. Laptev A.B., Nikolaev E.V., Kurshev E.V., Goryashnik Yu.S. Features of biodegradation of thermoplastics based on polyesters in different climatic zones. Trudy VIAM, 2019, no. 7 (79), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 14, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
10. Laptev A.B., Barbotko S.L., Nikolaev E.V. The main research areas of the persistence properties of materials under the influence of climatic and operational factors. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. S, pp. 547–561. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-547-561.
11. Lutsenko A.N., Kurs M.G., Laptev A.B. Justification of the timing of full-scale climatic tests of metallic materials in the atmosphere of the Black Sea coast. Analytical review. Voprosy materialovedeniya, 2016, no. 3, pp. 126–137.
12. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58.
13. Mekalina I.V., Aizatulina M.K., Sentjurin E.G., Popov A.A. Features of influence of atmospheric factors on aviation organic glass. Trudy VIAM, 2018, no. 11 (71), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 04, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-28-34.
14. Deev I.S., Kuklin E.A. Features of the formation of the microphase structure of polymethyl methacrylate organic glasses and its changes under aging conditions. Materialovedenie, 2014, no. 4. S. 43–50.
15. Deev I.S., Kobets L.P. Structure formation in filled thermosetting polymers. Kolloidnyy zhurnal, 1999, vol. 61, no. 5, pp. 650–660.
16. Novikov V.U., Kozitsky D.V., Deev I.S., Ivanova V.S., Kobets L.P. Multifractal analysis of the structure of polymethyl methacrylate studied by scanning electron microscopy. Plasticheskiye massy, 2001, no. 1. S. 7–9.
17. Deev I.S., Kobets L.P. Microstructure of epoxy matrices. Mekhanika kompozitnykh materialov, 1986, no. 1, pp. 3–8.
18. 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.
19. Kablov E.N. Materials and chemical technologies for aviation equipment. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk, 2012, vol. 82, no. 6, pp. 520–530.
20. Kablov E.N. The role of chemistry in the creation of new generation materials for complex technical systems. Reports of the XX Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry. Ekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2016, pp. 25–26.
21. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». Aviacionnye materialy i tehnologii, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
22. Renby B., Rabek Y. Photodestruction, photooxidation, photostabilization of polymers. Moscow: Mir, 1978, 676 p.
23. Sentyurin E.G., Gudimov M.M., Rudnev V.P. et al. Aging of organic glass. Aviatcionnaya promyshlennost, 1993, no. 5–6. pp. 50–53.

**Информация об авторах**

**Курсев Евгений Васильевич**, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Лонский Станислав Леонардович**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Мекалина Ирина Васильевна**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Evgeny V. Kurshev**, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Stanislav L. Lonskii**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Irina V. Mekalina**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 21.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.01.2022.  
The article was submitted 21.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 10.01.2022.

Научная статья

УДК 678.067.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34

## ПРЕПРЕГИ И СТЕКЛОПЛАСТИКИ НА ОСНОВЕ СВЯЗУЮЩЕГО ВСР-3М И СТЕКЛОТКАНЕЙ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В СОСТАВЕ КОНСТРУКЦИЙ ЛОПАСТЕЙ ВЕРТОЛЕТОВ

Т.В. Колокольцева<sup>1</sup>, Ю.О. Попов<sup>1</sup>, М.Н. Усачева<sup>1</sup>, А.А. Громова<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Представлены основные результаты по разработке препрегов и стеклопластиков на основе связующего ВСР-3М и стеклотканей марок Т-25(ВМП)-78, Т-10-14 и артикула 120. Описаны процесс разработки препрегов и технологии их изготовления на пропиточной установке, проведен выбор основных параметров пропитки. Правильный подбор параметров пропитки гарантирует получение материалов с требуемыми свойствами. Приведены также результаты исследования свойств препрегов, полученных по выбранным технологическим режимам, и изготовленных из них стеклопластиков.

**Ключевые слова:** стеклопластик, препреги, лопасти вертолета, связующее, полимерные композиционные материалы, изделия авиационного назначения, стеклоткани

**Для цитирования:** Колокольцева Т.В., Попов Ю.О., Усачева М.Н., Громова А.А. Препреги и стеклопластики на основе связующего ВСР-3М и стеклотканей для применения в составе конструкций лопастей вертолетов // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34.

Scientific article

## PREPREGS AND FIBERGLASS BASED ON VSR-3M BINDER AND FIBERGLASS FABRICS FOR USE IN HELICOPTER BLADES

T.V. Kolokoltseva<sup>1</sup>, Yu.O. Popov<sup>1</sup>, M.N. Usacheva<sup>1</sup>, A.A. Gromova<sup>1</sup>

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

**Abstract.** Presents the main results on the development of glassfiber/epoxy fabric prepregs and composites based on epoxy resin VSR-3M and fiberglass woven fabrics T-25 (VMP)-78, T-10-14 and art. 120. The process of development of prepregs, technology of their manufacture at the impregnation plant, the choice of the main parameters of impregnation are described. Correct selection of impregnation parameters guarantees obtaining materials with the required properties. The results of studying the properties of prepregs obtained according to the selected technological modes and properties of fiberglass composites are also presented.

**Keywords:** fiberglass, prepregs, helicopter blades, resin, matrix, polymer composite materials, aviation products, woven fabric

**For citation:** Kolokoltseva T.V., Popov Yu.O., Usacheva M.N., Gromova A.A. Prepregs and fiberglass based on VSR-3M binder and fiberglass fabrics for use in helicopter blades. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-27-34.

### **Введение**

В настоящее время ведущие зарубежные производители вертолетов, такие как Eurocopter, Agusta Westland, Sikorsky, Bell, в своих разработках используют широкий спектр полимерных композиционных материалов (ПКМ) в конструкциях лопастей несущих и рулевых винтов [1–3].

Применение ПКМ в конструкциях вертолета обусловлено рядом преимуществ по сравнению с металлами (алюминиевыми сплавами) [4–7], а именно:

- высоким уровнем удельных характеристик прочности как статической, так и длительной при относительно низкой плотности по сравнению с алюминиевыми сплавами;
- высокой стойкостью к концентраторам напряжений, технологическим и эксплуатационным дефектам, позволяющей иметь «мягкий и длительный» характер разрушений;
- отсутствием возможности коррозионных повреждений, которые у металлов приводят к возникновению усталостных трещин с последующим катастрофическим разрушением лопасти.

Преимущества лопастей из ПКМ по сравнению с металлическими общеизвестны, однако слабым звеном при производстве лопастей всегда являлись «недолгоживущие» препреги на основе связующих растворного типа – например, ЭДТ-10П (3–5 сут при температуре 20 °С), а также низкопроизводительная, экологически опасная, энергоемкая растворная технология их производства [8].

Кроме того, опыт эксплуатации вертолетов с лонжеронами несущих лопастей из стеклопластика ВПС-18 (на связующем ЭДТ-10) в странах с тропическим климатом показал наличие такого явления, как значительный «стояночный свес» лопастей, вызываемый изменением упруго-прочностных свойств материала при естественном нагреве, что, очевидно, связано с недостаточной теплостойкостью связующего ЭДТ-10П в стеклопластике ВПС-18 [9–11].

С учетом этих проблем для лопастей вертолетов нового поколения в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны и нашли применение препрег и однонаправленный стеклопластик конструкционного назначения марки ВПС-31 на основе стеклянного ровинга РВМПН10-1200-14 и расплавного эпоксидного связующего ВСР-3М, работающий в диапазоне температур от –60 до +80 °С, включая условия эксплуатации, характеризующиеся повышенной температурой и влажностью (тропические условия) [12–15]. Изделия получают методом намотки или выкладки препрега с последующим формованием в автоклаве или прессе. Материал предназначен для изготовления силовых элементов летательных аппаратов, а также высоконагруженных изделий авиационной техники.

В связи с тем, что для реализации конструктивного решения по изготовлению современных лопастей из ПКМ необходим комплекс материалов на основе единого связующего и наполнителей не только однонаправленной, но и тканой структуры, возникла необходимость разработки препрегов и ПКМ на основе эпоксидного расплавного связующего ВСР-3М и тканых стеклонаполнителей различного функционального назначения типа Т-25(ВМП), Т-10 и стеклоткани артикула 120.

В данной статье представлены основные результаты выполнения работы по разработке таких материалов: описана последовательность действий при разработке препрегов, начиная с определения расчетных значений весового содержания связующего в препрегах, обеспечивающих в стеклопластиках заданный уровень свойств. Особое внимание уделено описанию процесса изготовления препрегов на основе расплавных связующих по технологии hot-melt на установке пропитки тканей расплавным методом. Описан процесс выбора основных параметров техпроцесса (температур и зазоров пропитывающих и калибрующих узлов установки), гарантирующих получение препрегов с расчетными весовыми характеристиками и в итоге получение стеклопластиков с заданными свойствами. Приведены результаты исследования свойств препрегов, полученных по выбранным технологическим режимам, и изготовленных из них стеклопластиков.

### Материалы и методы

В данной работе разработаны и исследованы препреги и стеклопластики на основе расплавленного эпоксидного связующего ВСП-3М и стеклонаполнителей:

- конструкционной стеклоткани марки Т-25 (на основе высокопрочных волокон ВМП) для усиления комлевой части лопасти;

- конструкционной стеклоткани типа Т-10 (на основе нитей стекла Е) и стеклоткани артикула 120 для изготовления конструкций противообледенительной системы лопасти.

К разрабатываемым препрегам предъявлялось требование по величине отклонения показателя весового содержания связующего ВСП-3М – не более 4 % от выбранного номинала весового содержания, что должно обеспечить достаточную стабильность свойств в стеклопластиках.

Образцы разрабатываемых препрегов ВСП-3М/Т-25, ВСП-3М/Т-10 и ВСП-3М/120 изготавливали по расплавленной технологии на установке пропитки тканей расплавленным методом.

В процессе исследования технологических режимов изготовления отбирали пробы препрегов (по длине и ширине рулонов) размером 100×100 мм для определения физико-химических свойств препрегов по ГОСТ Р 56796–2015, ММ 1.595-11-138–2002 и ГОСТ Р 56755–2015.

Стеклопластики для проведения испытаний (в виде плит) изготавливали методом послойной выкладки заготовок препрегов ВСП-3М/Т-25, ВСП-3М/Т-10 и ВСП-3М/120 размером 300×300 мм со схемой армирования наполнителей [0°] и последующим формованием в высокотемпературном автоклаве. Из плит вырезали образцы для определения физико-механических свойств стеклопластиков, испытания проводили в соответствии с ГОСТ Р 56682–2015, ГОСТ Р 57739–2017 и ГОСТ Р 56785–2015.

### Результаты и обсуждение

В связи с тем, что ПКМ на основе препрегов являются слоистыми материалами, структура которых образуется путем послойной выкладки листов препрега с ориентацией основы наполнителя в соответствии с заданной конструктором схемой армирования, отвечающей схеме нагружения изделия, главным вопросом для конструктора при выборе такого материала для изготовления конкретного изделия из ПКМ является вопрос – что представляет собой монослой и каковы его свойства? Монослой (точнее, его толщина или толщина слоя отвержденного препрега) и заданное количество слоев будут определять геометрические параметры изделия, а стабильность этих параметров ПКМ – разбросом значений показателя толщины монослоя. Что касается свойств монослоя, то их уровень будет определяться соотношением «связующее–армирующий наполнитель». В препрегах это соотношение характеризуется показателем весового содержания, или массовой доли связующего в препреге. В композитах основной характеристикой соотношения «связующее–армирующий наполнитель» является показатель объемного содержания наполнителя. Эта важнейшая характеристика используется в процессе разработки ПКМ при прогнозировании (с использованием закона аддитивности) его физико-механических свойств (плотности, упруго-прочностных свойств, толщины монослоя).

С целью выбора оптимального соотношения «связующее–армирующий наполнитель» в препрегах и ПКМ на первом этапе работы проведен расчет номинальных значений массовой доли связующего в каждом из разрабатываемых препрегов, исходя из типового объемного содержания наполнителя в стеклопластиках конструкционного назначения ~50 %. Соответствующая этому показателю массовая доля связующего, как правило, обеспечивает в изделии получение сплошной, монолитной, беспористой структуры (связующего для этого вполне достаточно), и в то же время упруго-прочностные свойства композита достаточно высоки. Необходимые расчеты выполняли с использованием формул, приведенных в ГОСТ Р 56682–2015. Таким образом, расчетные номинальные значения массовой доли связующего составили:

- для стеклопластика на основе препрега ВСП-3М/Т-25: ~32 %;
- для стеклопластика на основе препрега ВСП-3М/Т-10: ~32 %;

– для стеклопластика на основе препрега ВСП-3М/120: ~36 % (содержание связующего было увеличено, так как данный материал является не конструкционным, а электроизоляционным, для которого типовое объемное содержания наполнителя ~45 %).

В связи с тем, что связующие расплавного типа (в отличие от растворных связующих) практически не вытекают при формовании изделий, полученные значения массовой доли связующего в стеклопластиках можно принять также для препрегов в качестве исходных данных для проведения исследований с целью отработки технологических режимов получения препрегов с заданной (расчетной) массовой долей связующего, причем эти значения при необходимости можно скорректировать по результатам испытаний физико-механических свойств ПКМ.

С учетом того, что отклонение по массовой доле связующего в каждом из препрегов не должно превышать 4 % от выбранного номинала, необходимо провести исследования и окончательно выбрать технологические режимы изготовления, обеспечивающие получение препрегов ВСП-3М/Т-25, ВСП-3М/Т-10 с массовой долей связующего в пределах  $32 \pm 4$  % и препрега ВСП-3М/120 с – в пределах  $36 \pm 4$  %.

Исследование технологических режимов изготовления препрегов ВСП-3М/Т-25, ВСП-3М/Т-10 и ВСП-3М/120 проводили на пропиточной установке расплавным методом. Процесс изготовления препрегов на основе расплавных связующих по технологии hot-melt на этой установке заключается в ряде последовательных операций, заложенных в технологический процесс ее работы: нанесение расплава связующего на бумажные технологические подложки (коутеры), совмещение пленки связующего с армирующим наполнителем с помощью серии нагревательных столов и каландров, охлаждение препрега на «холодном» столе, удаление технологических бумажных подложек с помощью деламинатора, нанесение защитной полиэтиленовой пленки с помощью валов ламинатора и намотке готового препрега на картонную гильзу на намоточном устройстве.

Технологические режимы изготовления препрегов представляют собой совокупность параметров пропиточной установки для пропитки тканей расплавным методом: температур нагрева валов устройств нанесения связующего из расплава (коутеров) и вспомогательных нагревательных плит, температур и зазоров калибрующих устройств установки (валов и каландров), скорости протяжки ленты препрега (скорости линии). Эти параметры должны обеспечить достаточную стабильность реологических свойств расплава связующего в процессе нанесения его на подложку для получения препрегов с заданными весовыми характеристиками (поверхностной плотностью препрега и массовой долей связующего в нем); качественную пропитку наполнителей, которые позволят изготовить изделия из ПКМ на основе данных препрегов монолитной, беспористой структуры и с требуемым (заданным) уровнем физико-механических характеристик, а также иметь приемлемую производительность процесса. При этом (в данном конкретном случае) указанные параметры техпроцесса должны обеспечивать стабильное содержание связующего ВСП-3М с отклонениями от выбранного номинального значения не более  $\pm 4$  %.

Перед началом исследований с целью выбора оптимальных технологических режимов изготовления препрегов на установке пропитки тканей расплавным методом, обеспечивающих получение расчетных номинальных значений массовой доли связующего, предварительно выполнен ряд необходимых расчетов величин: поверхностных плотностей пленки связующего в препрегах, поверхностных плотностей самих препрегов, толщин монослоя стеклопластиков.

Расчет значений параметра *поверхностной плотности пленки связующего* выполняли исходя из расчетных номинальных значений массовой доли связующего и поверхностной плотности каждого наполнителя (с учетом разброса этого показателя в пределах требований соответствующих технических условий на стеклоткани). Получены следующие интервалы допустимых значений поверхностной плотности пленки связующего, которые использовались при пропитке для настройки зазора между валами устройств нанесения (коутеров) расплава связующего ВСП-3М на бумажную подложку:

- для препрега ВСП-3М/Т-25: 164–180 г/м<sup>2</sup>;
- для препрега ВСП-3М/Т-10: 131–141 г/м<sup>2</sup>;
- для препрега ВСП-3М/120: 56–62 г/м<sup>2</sup>.

Расчет *прогнозируемой толщины монослоя* [16] стеклопластиков на основе разрабатываемых препрегов проводили на основе значений поверхностной и объемной плотности каждого наполнителя и его объемного содержания в композите.

Полученные величины использовали для установления оптимальных зазоров калибрующих устройств установки (валов и каландров). Зазоры в каландрах обеспечивают равномерное распределение связующего в препрегах и качественное совмещение с наполнителями, зазоры в ламинаторах – совмещение (прикатку) наполнителя с бумажными подложками и полиэтиленовой защитной пленкой. Все зазоры определяли для каждого препрега исходя из толщины монослоя его стеклопластика с учетом толщин бумажной подложки и полиэтиленовой пленки.

Получены следующие расчетные значения толщин монослоя:

- для препрега ВСП-3М/Т-25: 0,28 мм;
- для препрега ВСП-3М/Т-10: 0,23 мм;
- для препрега ВСП-3М/120: 0,09 мм.

Расчет величины *поверхностной плотности препрегов* проводили для каждого препрега исходя из выбранного номинала массовой доли связующего и поверхностной плотности соответствующей стеклоткани. По этому показателю контролировали правильность выбранных параметров техпроцесса. Получены следующие значения требуемой поверхностной плотности препрегов:

- для препрега ВСП-3М/Т-25: 515–560 г/м<sup>2</sup>;
- для препрега ВСП-3М/Т-10: 408–446 г/м<sup>2</sup>;
- для препрега ВСП-3М/120: 154–175 г/м<sup>2</sup>.

В случае, когда поверхностная плотность препрега не соответствовала данным пределам, проводили корректировку зазора между валами коутеров. При этом в процессе отработки режимов визуально оценивали качество пропитки, дополнительно корректируя зазоры в калибрующих устройствах пропиточной установки (каландрах и ламинаторах) и меняя скорость протяжки.

Температуры нагрева валов устройств нанесения связующего из расплава (коутеров), температуры вспомогательных нагревательных плит и калибрующих устройств установки (валов и каландров) выбирали исходя из реологических свойств связующего ВСП-3М в диапазоне температур от 60 до 135 °С, и его реакционной способности, определенной ранее [8] методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термомеханического анализа. В процессе отработки технологических режимов изготовления разрабатываемых препрегов установлено, что при температуре коутера меньше требуемой качественная пропитка возможна лишь на низких скоростях, что непроизводительно, а при более высокой температуре начинается неконтролируемое нарастание вязкости расплава связующего между валами коутеров вследствие начинающейся полимеризации и весь процесс пропитки становится нестабильным.

Температуру каландров и нагревательных столов также выбирали в соответствии с реологическими характеристиками связующего ВСП-3М. В процессе пропитки установлено, что при температурах плит и каландров меньше требуемой качество пропитки наполнителя становится неудовлетворительным (визуально), и в стеклопластике на основе такого препрега существует вероятность возникновения дефектов (непропитанных областей, повышенной пористости) и, как следствие, снижения прочностных характеристик ПКМ. При температурах плит и каландров больше необходимой препрег становился недостаточно технологичным – более жестким и менее липким.

В соответствии с выбранными технологическими параметрами процессов пропитки на установке для пропитки тканей расплавленным методом изготовлены препреги и исследованы их весовые характеристики (табл. 1). Приведены также показатели реакционной способности связующего и время гелеобразования связующего в препрегах.

Таблица 1

**Свойства препрегов на основе расплавленного эпоксидного связующего ВСП-3М  
и стеклонаполнителей конструкционного и функционального назначения –  
тканей марок Т-25, Т-10 и артикула 120**

| Свойства                                                                  | Значения свойств для препрега марки |             |            |
|---------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------|-------------|------------|
|                                                                           | ВСП-3М/Т-25                         | ВСП-3М/Т-10 | ВСП-3М/120 |
| Массовая доля связующего, %                                               | 30–33                               | 28–32       | 33–37      |
| Поверхностная плотность препрега, г/м <sup>2</sup>                        | 525–548                             | 412–436     | 158–168    |
| Поверхностная плотность наполнителя, г/м <sup>2</sup>                     | 363–366                             | 292–296     | 106–108    |
| Тепловой эффект при отверждении связующего в препреге, Дж/г               | 125–127                             | 120–122     | 144–145    |
| Температура начала активной реакции отверждения, °С                       | 156–157                             | 157–158     | 156–157    |
| Температура пика ДСК, °С                                                  | 176–177                             | 176–177     | 176–177    |
| Время гелеобразования связующего в препреге при температуре 130±2 °С, мин | 24–25                               | 28–29       | 25–26      |

Установлено, что поверхностная плотность изготовленных препрегов ВСП-3М/Т-25, ВСП-3М/Т-10 и ВСП-3М/120 укладывается в интервалы расчетных значений данного параметра, что свидетельствует о правильности выбранных значений параметров техпроцесса изготовления препрегов. Массовая доля связующего в препрегах не выходит за пределы 32±4 % – для препрегов ВСП-3М/Т-25, ВСП-3М/Т-10 и 36±4 % – для препрега ВСП-3М/120.

Из полученных препрегов в высокотемпературном автоклаве изготовили опытные партии плит стеклопластиков со схемой армирования наполнителей [0°], из которых вырезали образцы и провели испытания. Результаты представлены в табл. 2.

Таблица 2

**Свойства стеклопластиков на основе препрегов ВСП-3М/Т-25(ВМП),  
ВСП-3М/Т-10 и ВСП-3М/120 в сравнении с аналогами**

| Свойства                                                             | Значения свойств для стеклопластика |                                     |                                |                                    |                               |                                         |
|----------------------------------------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------|------------------------------------|-------------------------------|-----------------------------------------|
|                                                                      | на основе препрега ВСП-3М/Т-25(ВМП) | аналога – ВПС-20 (связующее ЭДТ-10) | на основе препрега ВСП-3М/Т-10 | аналога – ВПС-7 (связующее ЭДТ-10) | на основе препрега ВСП-3М/120 | аналога – ВПС-53/120 (связующее ВСЭ-34) |
| Толщина монослоя, мм                                                 | 0,283                               | –                                   | 0,225                          | –                                  | 0,09                          | 0,095                                   |
| Температура стеклования полимерной матрицы в стеклопластике, °С      | 175                                 | 110                                 | 180                            | 110                                | 180                           | 154                                     |
| Прочность при растяжении при температуре 20 °С, МПа                  | 1290                                | 1035                                | 585                            | 560                                | 450                           | 440                                     |
| Модуль упругости при растяжении по основе при температуре 20 °С, ГПа | 43                                  | 46                                  | 26                             | 27                                 | 22                            | 24                                      |
| Примечание. Приведены средние значения.                              |                                     |                                     |                                |                                    |                               |                                         |

Анализ результатов, представленных в табл. 2, показывает, что по уровню механических свойств стеклопластики на основе разработанных препрегов ВСП-3М/Т-25(ВМП), ВСП-3М/Т-10 и ВСП-3М/120 практически не уступают материалам-аналогам, применяемым в конструкциях лопастей вертолетной техники, и превосходят их по теплостойкости.

### Заключения

Разработанные препреги ПКМ на основе расплавленного связующего ВСП-3М и российских наполнителей (конструкционной стеклоткани марки Т-25 (на основе волокон ВМП), стеклотканей типа Т-10 и артикула 120 (на основе нитей стекла Е)) и технологии их

изготовления обеспечивают в стеклопластиках на их основе характеристики прочности и жесткости при растяжении на уровне аналогов по применению и могут быть рекомендованы для применения в конструкциях лопастей – особенно в конструкциях, лонжерон которых изготовлен из однонаправленного стеклопластика марки ВПС-31 на основе стеклянного ровинга РВМПН10-1200-14 и связующего ВСП-3М. При этом материалы на основе связующего ВСП-3М имеют большое преимущество по теплостойкости, что обеспечивает надежность работы изделий в условиях эксплуатации, характеризующихся повышенной температурой и влажностью. Кроме того, применение разработанных препрегов позволит существенно снизить выбросы в атмосферу вредных веществ благодаря использованию расплавленного эпоксидного связующего ВСП-3М в технологии их изготовления.

#### Список источников

1. Composites take off... in some civil helicopters // CompositesWorld.com: офиц. сайт. URL: <https://www.compositesworld.com/articles/composites-take-off-in-some-civil-helicopters> (дата обращения: 22.09.2021).
2. Composites-intensive helicopter makes commercial debut // CompositesWorld.com: офиц. сайт. URL: <https://www.compositesworld.com/news/composites-intensive-helicopter-makes-commercial-debut> (дата обращения: 22.09.2021).
3. Weber T.A., Ruff-Stahl H.-J.K. Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts // International Journal of Aviation, Aeronautics and Aerospace. 2017. Vol. 4. Is. 1. P. 1–33.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
5. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // Вестник РФФИ. 2017. № 3. С. 97–105.
6. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
7. Железина Г.Ф., Соловьева Н.А., Макрушин К.В., Рысин Л.С. Полимерные композиционные материалы для изготовления пылезащитного устройства перспективного вертолетного двигателя // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 58–63. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-58-63.
8. Попов Ю.О., Колокольцева Т.В., Гусев Ю.А., Громова А.А. Разработка конструктивно-технологического решения листового стеклопластика для обшивок хвостовых отсеков лопасти несущего винта вертолета // Труды ВИАМ. 2016. № 1 (37). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-36-41.
9. Попов Ю.О., Колокольцева Т.В., Беспалова Л.С., Хрульков А.В., Коган Д.И. Стеклопластик ВПС-31 и гибридный композиционный материал ВКГ-5 из однонаправленных препрегов на основе расплавленного связующего и жгутовых угле-, стеклонаполнителей // Авиационные материалы и технологии. 2006. № 1. С. 10–20.
10. Дорошенко Н.И., Чурсова Л.В. Эволюция материалов для лопастей вертолетов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 2. С. 16–18.
11. 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.
12. Elkington M., Bloom D., Ward C. et al. Hand layup: Understanding the manual process // Advanced Manufacturing: Polymer & Composite Science. 2015. Vol. 1. P. 128–141.
13. Мухаметов Р.Р., Ахмадиева К.Р., Чурсова Л.В. Новые термостойкие гетероциклические связующие и экологически безопасные технологии получения композиционных материалов // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 57–62.
14. Колесник К.А. Моделирование влагонасыщения полимерных композитов в реальных климатических условиях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 4 (49). С. 77–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-77-86.
15. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагонасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 2 (47). С. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
16. Composite Materials Handbook-17. SAE International, 2012. Vol. 1: Polymer matrix composites guidelines for characterization of structural materials. P. 96.

## References

1. Composites take off... in some civil helicopters. Available at: <https://www.compositesworld.com/articles/composites-take-off-in-some-civil-helicopters> (accessed: September 22, 2021).
2. Composites-intensive helicopter makes commercial debut. Available at: <https://www.compositesworld.com/news/composites-intensive-helicopter-makes-commercial-debut> (accessed: September 22, 2021).
3. Weber T.A., Ruff-Stahl H.-J.K. Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts. International Journal of Aviation, Aeronautics and Aerospace, 2017, vol. 4, is. 1, pp. 1–33.
4. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. Bulletin of the Russian Academy of Sciences, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
5. Kablov E.N. Formation of domestic space materials science. Vestnik RFBR, 2017, no. 3, pp. 97–105.
6. Kablov E.N. VIAM: new generation materials for PD-14. Krylya Rodiny, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
7. Zhelezina G.F., Solovyeva N.A., Makrushin K.V., Rysin L.S. Polymer composite materials for manufacturing engine air particle separation of advanced helicopter engine. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 1 (50), pp. 58–63. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-58-63.
8. Popov Y.O., Kolokolceva T.V., Gusev Y.A., Gromova A.A. Development of the constructive and technological solution for a sheet fibreglass for tail section skins of helicopter rotor blades. Trudy VIAM, 2016, no. 1 (37), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 13, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-42-49.
9. Popov Yu.O., Kolokoltseva T.V., Beshpalova L.S., Khrulkov A.V., Kogan D.I. Fiberglass VPS-31 and hybrid composite material VKG-5 from unidirectional prepregs based on a melt binder and tow carbon and glass fillers. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2006, no. 1, pp. 10–20.
10. Doroshenko N.I., Chursova L.V. Evolution of materials for blades of helicopters. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2012, no. 2, pp. 16–18.
11. 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.
12. Elkington M., Bloom D., Ward C. et al. Hand layup: Understanding the manual process. Advanced Manufacturing: Polymer & Composite Science, 2015, vol. 1, pp. 128–141.
13. Mukhametov R.R., Akhmadieva K.R., Chursova L.V. New heat-resistant heterocyclic binders and environmentally friendly technologies for the production of composite materials. Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 57–62.
14. Kolesnik K.A. Modeling of moisture saturation in polymer composites in real climatic environmental conditions. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. 4 (49), pp. 77–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-77-86.
15. Kablov E.N., Startsev V.O., Inozemtsev A.A. The moisture absorption of structurally similar samples from polymer composite materials in open climatic conditions with application of thermal spikes. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. 2 (47), pp. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
16. Composite Materials Handbook-17. SAE International, 2012. Vol. 1: Polymer matrix composites guidelines for characterization of structural materials. P. 96.

## Информация об авторах

**Колокольцева Татьяна Вениаминовна**, ведущий инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Попов Юрий Олегович**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Усачева Мария Николаевна**, техник 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Громова Анна Анатольевна**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

## Information about the authors

**Tatiana V. Kolokoltseva**, Leading Design Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Yuri O. Popov**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Maria N. Usacheva**, Second Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Anna A. Gromova**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 28.12.2021.  
The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 28.12.2021.

Научная статья

УДК 621.763

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-35-43

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЛИПКОСТИ ПРЕПРЕГОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ МЕТОДОМ ЗОНДИРОВАНИЯ

С.И. Мишкин<sup>1</sup>, О.Н. Клименко<sup>1</sup>, К.Е. Куцевич<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Приведены результаты работы по определению липкости углеродных препрегов, разработанных в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Описаны метод и оборудование для измерения липкости препрегов. Проведен сравнительный анализ липкости препрегов на основе различных эпоксидных связующих и с разной структурой углеродных наполнителей. Показана взаимосвязь между липкостью и кратковременным воздействием температуры на технологические свойства полуфабрикатов. Исследована липкость препрегов, используемых для изготовления авиационных изделий, с применением автоматизированной выкладки.

**Ключевые слова:** липкость, полимерный композиционный материал, модификатор, адгезия, жизнеспособность препрега, срок хранения препрега, углеродный препрег, эпоксидное связующее, метод зондирования, автоматизированная выкладка

**Для цитирования:** Мишкин С.И., Клименко О.Н., Куцевич К.Е. Определение липкости препрегов на основе углеродных наполнителей методом зондирования // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-35-43.

Scientific article

## DETERMINATION OF STICKINESS OF PREPREGS ON THE BASIS OF CARBON FILLERS THE SOUNDING METHOD

S.I. Mishkin<sup>1</sup>, O.N. Klimenko<sup>1</sup>, K.E. Kutceovich<sup>1</sup>

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

**Abstract.** Results of work on determination of stickiness of the carbon prepregs developed in Research Center Kurchatovsky institut – VIAM are given. The method and the equipment for determination of stickiness of prepregs is described. The comparative analysis of stickiness of prepregs on different epoxy binders and structures of carbon fillers is carried out. The interrelation between stickiness and short-term impact of temperature on technological properties of semi-finished products is shown. Stickiness of the prepregs used for manufacturing of aviation products, using the automated laying is investigated.

**Keywords:** stickiness, polymer composite material, the modifier, adhesion, viability of prepreg, prepreg storage life, carbon prepreg, epoxy binder, the sounding method, automated laying

**For citation:** Mishkin S.I., Klimenko O.N., Kutceovich K.E. Determination of stickiness of prepregs on the basis of carbon fillers the sounding method. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-35-43.

### Введение

Производство полимерных композиционных материалов (ПКМ) получило широкое распространение во многих отраслях промышленности (аэрокосмической, морской, автомобилестроительной, жилищного строительства и инфраструктуры) и растет с каждым годом [1]. В связи с этим более детальное изучение процессов, происходящих при создании препрегов из ПКМ, предварительно пропитанных связующим армирующих наполнителей, и определение таких показателей, как липкость, жизнеспособность и многих других, приведет к совершенствованию технологии получения готовых деталей, снижению энергозатрат и повышению эффективности производства [2–4].

В последние годы наблюдается тенденция к производству и выпуску крупногабаритных изделий из углеродных препрегов на различных полимерных матрицах, большую часть из которых занимают матрицы на основе эпоксидных смол [3, 5, 6]. В настоящее время изделия крупных размеров, получаемые методом вакуумной инфузии (VaRTM), не полностью удовлетворяют требованиям по геометрической форме и пористости. Перед отечественной промышленностью стоит непростая задача по созданию деталей сложной геометрической конфигурации без потери их физико-механических свойств, с минимальным количеством брака и отходов, по приемлемой стоимости. На помощь приходит такая технология, как автоматизированная выкладка препрега, с последующим отверждением [7, 8].

Существуют два основных вида автоматизированной выкладки препрегов – это технологии ATL (Automated Tape Laying – автоматизированная выкладка лент) и AFP (Automated Fiber Placement – автоматизированная выкладка волокон). Каждая имеет свои преимущества и недостатки. Так, технология ATL является наиболее эффективным методом размещения широких лент на больших плоских или минимально изогнутых поверхностях. Технология AFP представляет собой гибридный процесс, который имеет преимущества технологии намотки волокон и технологии ATL. Процесс автоматизированной выкладки волокон можно использовать для изготовления как плоских, так и цилиндрических конструкций. Такая технология позволяет повысить точность, производительность и качество выкладываемого ПКМ, уменьшить затраты на материалы и снизить трудоемкость [9, 10].

Однако автоматизированные процессы чувствительны к различным параметрам. Скорость выкладки, температура и давление, которое прикладывается при выкладке материала на подложку, являются тремя основными параметрами, которые необходимо оптимизировать для надежного производства ПКМ с использованием данных технологий. Неправильный выбор этих параметров может привести к расслоению или появлению пор в ПКМ, отсутствие которых является основным критерием качества изделия [11].

Успешность автоматизированной выкладки сильно зависит от липкости препрега, которая определяется производителем как высокая, средняя или низкая при использовании субъективных тактильных ощущений в сочетании с методом катящегося ролика [11].

Препреги для укладки данным методом должны легко отделяться от подложки, чтобы часть препрега или смолы не оставалась на ней, но при этом прилипать к оснастке. Кроме того, между слоями материала должна быть хорошая адгезия.

Нагревание ленты препрега позволяет выкладывать более сложные конструкции из ПКМ и контролировать липкость препрега. Оптимальная температура материала при выкладке должна обеспечить требуемую адгезию. Липкость является важным свойством материала, поскольку определяет способность слоев препрега прилипать друг к другу [7], однако она не должна быть слишком низкой, чтобы слои препрега не двигались относительно друг друга [12]. Недостаточная адгезия между поверхностями может привести к скольжению материала, а следовательно, и к увеличению риска образования брака в изделии. Но липкость не должна быть и слишком высокой, иначе часть

связующего может оставаться на прикаточных роликах, разделительной бумаге и подложках [9, 10], поэтому оптимизация липкости препрега является важной задачей.

Липкость – это свойство клееподобных материалов, определяющее способность мгновенно образовывать контакт между двумя поверхностями, для склеивания которых больших усилий не требуется. Количественно липкость характеризуется удельной силой отрыва [11]. Получаемые в результате измерений показатели липкости можно использовать как характеристику качества для полуфабрикатов, применяемых в автоматизированных процессах выкладки.

Измерение липкости проводят по стандартам ASTM D2979 (метод, основанный на испытаниях клейкого слоя с использованием перевернутого чувствительного к давлению зонда) [13] и ASTM D3167 (метод, основанный на отслаивании препрега от адгезива движущимся роликом) [14]. Метод зонда чувствителен к шероховатости поверхности, которая вызвана волокнами и смолой, распределенными внутри образца.

На значение липкости будут оказывать влияние как внешние, так и внутренние факторы.

К внутренним факторам можно отнести:

- содержание смолы (с увеличением массовой доли связующего в препреге значение липкости повышается);
- присутствие летучих соединений (органические низкомолекулярные растворители не обладают свойством прилипания, а значит могут снижать показатель липкости препрега) и модификаторов (например, добавление наноглины и силоксана приводит к уменьшению липкости) [15];
- природу полимерной матрицы (препреги на основе эпоксидной матрицы будут обладать значительно большей липкостью, чем полуфабрикаты на основе полиимидных смол);
- степень отвержденности связующего.

К внешним факторам относят:

- воздействие окружающей среды (низкие температуры и влажность, а также попадание ультрафиолета уменьшают липкость поверхности препрега);
- несоблюдение условий хранения и транспортировки препрега (отсутствие или низкое значение липкости может косвенно указывать на истечение срока годности или частичное отверждение связующего в препреге) [16].

Факторов, влияющих на липкость, достаточно много. Как показано ранее, липкость – это свойство граничащего слоя вязких и пластичных материалов оказывать сопротивление разделению двух поверхностей, которые находятся в контакте между собой [17]. Параметр липкости, как и жизнеспособность препрега, будет влиять на технологию выкладки изделия из него.

В настоящее время объем научных работ, связанных с понятием липкости, методом оценки и способов ее регулирования, незначительный.

Цель данной работы – измерение и анализ значений липкости на различных видах углеродных препрегов, в том числе после воздействия температуры и изменения продолжительности хранения, методом зондирования. Измерение липкости дает возможность оптимизировать процесс автоматизированной выкладки препрега, а ее контроль – обеспечить простоту и технологичность послойной выкладки. Полученные значения липкости позволяют сделать вывод о качестве препрега [17, 18].

### Материалы и методы

В работе для определения липкости использованы препреги, выпускаемые в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ:

- однонаправленный жгутовой препрег из углепластика на основе эпоксидного связующего с высоким (до 30 % (по массе)) содержанием термопласта;

- однонаправленный препрег из углепластика марки КМКУ-2м.120.Э0,1.45 на основе клеевого связующего марки ВСК-14-2м и однонаправленной ленты ЭЛУР [19];
- однонаправленный жгутовый препрег из углепластика марки ВКУ-25/SYT49S на основе эпоксидного связующего марки ВСЭ-1212 [20];
- препрег из углепластика марки ВКУ-39/ВТкУ-2.200 на основе эпоксидного связующего марки ВСЭ-1212 и ткани саржевого плетения марки ВТкУ-2.200.

Препреги ВКУ-25/SYT49S и ВКУ-39/ВТкУ-2.200 применяют в производстве деталей мотогондолы двигателя ПД-14 [21]. Препрег ВКУ-25/SYT49S можно использовать для автоматизированной выкладки, которая опробована в ОНПП «Технология».

Препреги хранились в морозильной камере при температуре  $-18^{\circ}\text{C}$ . В течение суток перед испытаниями на определение липкости препреги размораживали до полного исчезновения конденсационной влаги с поверхности.

Для измерения липкости применяли метод зондирования. Способность материала к прилипанию к поверхности зонда определяли по стандарту ASTM D2979. Для этой цели использовали универсальную испытательную машину с чувствительным датчиком определения усилия. Суть данного метода заключается в измерении липкости клееподобных материалов, к которым относятся препреги на основе эпоксидных связующих, с помощью зонда, отделяющего под движущей силой препрег (адгезив) от цилиндра (субстрата).

Измерение липкости производили следующим образом (см. рисунок). Испытываемый образец размером  $15 \times 15$  мм помещали на цилиндр с отверстием, предварительно очищенный от загрязнений ацетоном и высушенный. Важно очистить поверхность безворсовой тканью во избежание попадания ворсинок и искажения результатов. Края образца препрега не должны выходить за площадь цилиндра. Сверху на образец помещали груз для контактного давления. На одной стороне образца препрега, которая контактирует с грузом, должна быть сохранена бумага или пленка. Испытательная машина приводит зонд в движение и после контакта с образцом возвращает зонд в исходное положение, измеряя силу, необходимую для отделения зонда от препрега. Липкость выражается как максимальное значение этой силы. На препреге одного вида проводили серию испытаний (от 15 до 20) при одинаковых условиях.

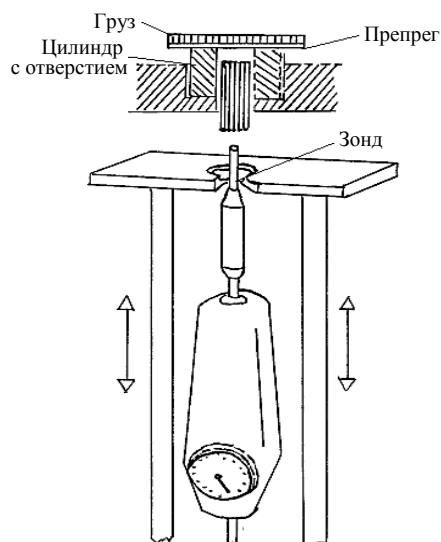


Схема испытания препрега на липкость [10]

Нагрев препрегов для исследования зависимости липкости от температуры проводили в термощкафу.

### Результаты и обсуждение

На первом этапе работы исследована липкость препрегов, разработанных в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, при комнатной температуре.

Результаты определения липкости различных эпоксидных препрегов после испытаний при комнатной температуре (здесь и далее в числителе – минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее):

| Материал                                                | Усилие отрыва от зонда<br>(липкость), кПа |
|---------------------------------------------------------|-------------------------------------------|
| Препрег со связующим,<br>высоконаполненным термопластом | <u>5,7–10,7</u><br>9,1                    |
| КМКУ-2м.120.Э0,1.45                                     | <u>13,8–43,6</u><br>24,3                  |
| ВКУ-25/SYT49S                                           | <u>2,7–6,5</u><br>4,1                     |
| ВКУ-39/ВТкУ-2.200                                       | <u>7,2–23,3</u><br>12,8                   |

Результаты исследований показали, что наибольшее значение липкости, по сравнению с другими эпоксидными препрегами, имеет клеевой препрег марки КМКУ-2м.120.Э0,1.45. Однако следует отметить, что результаты измерений липкости всех препрегов показывают достаточно высокий разброс значений в серии испытаний.

Наименьшую липкость имеет однонаправленный препрег ВКУ-25/SYT49S. Тканый препрег ВКУ-39/ВТкУ-2.200, изготовленный на основе такого же связующего, показал значение липкости в 3 раза больше по сравнению со жгутовым препрегом. Это можно объяснить наличием большого количества свободного связующего на поверхности тканого наполнителя, которое заполняет полости в переплетениях волокон.

Однонаправленный препрег с высоким содержанием термопласта в составе матрицы показал значение липкости в 2 раза больше, чем у аналогичного препрега ВКУ-25/SYT49S, что связано с иным составом связующего.

Следующим этапом работы стало определение липкости препрега как со стороны полиэтиленовой пленки, так и со стороны антиадгезионной бумаги. Такое измерение липкости имеет особое значение при автоматизированной выкладке, где важно, чтобы пленка и бумага отделялись от препрега только в необходимый момент времени и чтобы части препрега при этом не оставались на подложках.

Исследование липкости проведено на препреге КМКУ-2м.120.Э0,1.45. Результаты определения липкости указанного препрега после испытаний со стороны бумаги и полиэтиленовой пленки:

| Место исследования | Усилие отрыва<br>от зонда (липкость), кПа |
|--------------------|-------------------------------------------|
| Со стороны пленки  | <u>6,1–35,2</u><br>18,1                   |
| Со стороны бумаги  | <u>7,2–26,0</u><br>15,8                   |

Анализ результатов измерений свидетельствует о том, что значения липкости на исследованных сторонах препрега достаточно близкие. Значение усилия отрыва со стороны пленки больше на 15–20 %, однако из-за значительного разброса значений это можно объяснить статистической погрешностью метода измерения, что позволяет сделать вывод о независимости параметра липкости от наличия вспомогательных материалов. Антиадгезионная бумага, которая обеспечивает жесткость полуфабриката и

предотвращает склеивание слоев между собой, не снижает липкость препрега, равно как и полиэтиленовая пленка, защищающая поверхность от внешнего загрязнения.

Определена также зависимость липкости препрега КМКУ-2м.120.Э0,1.45 от продолжительности хранения. Результаты определения липкости указанного препрега в зависимости от продолжительности его хранения:

| Продолжительность хранения<br>после пропитки | Усилие отрыва<br>от зонда (липкость), кПа |
|----------------------------------------------|-------------------------------------------|
| 1 день                                       | <u>10,3–19,9</u><br>14,7                  |
| 14 дней                                      | <u>13,8–43,6</u><br>24,3                  |
| 6 мес                                        | <u>11,8–35,6</u><br>20,3                  |

Результаты измерения липкости показали, что через 14 дней после хранения препрега его липкость увеличилась почти в 2 раза по сравнению со свежепроизведенным препрегом. Эти данные коррелируют с опубликованными ранее работами, где исследовали липкость различных препрегов в зависимости от продолжительности хранения. Липкость препрега в первые недели хранения увеличивается и проходит через максимум. В дальнейшем она постепенно снижается на протяжении всего срока годности препрега, что подтверждают измерения липкости препрега КМКУ-2м.120.Э0,1.45 после 6 мес хранения. Достаточно высокие значения липкости свидетельствуют о жизнеспособности препрега.

Липкость препрега также зависит от температуры окружающей среды или температуры на выкладочной головке при автоматизации процесса. В настоящее время практически все термореактивные связующие в препрегах имеют сложный состав, включающий различные модификаторы, термопласты и т. д. Поэтому при создании высокопрочного конструкционного композиционного материала основной задачей является оптимизация состава связующего с учетом технологических аспектов.

Для определения липкости в зависимости от температуры использован препрег на основе термореактивного эпоксидного связующего, в составе которого находится до 30 % (по массе) термопласта. В ходе работы определяли липкость эпоксидного препрега после выдержки в термошкафу в течение 15 мин при температурах 30 и 50 °С.

Результаты определения липкости препрега со связующим, высоконаполненным термопластом, в зависимости от температуры:

| Условия испытания         | Усилие отрыва<br>от зонда (липкость), кПа |
|---------------------------|-------------------------------------------|
| При комнатной температуре | <u>5,7–10,7</u><br>9,1                    |
| После нагрева до 30 °С    | <u>4,9–11,4</u><br>8,7                    |
| После нагрева до 50 °С    | <u>3,1–9,9</u><br>5,6                     |

Основываясь на данных, полученных в результате измерения липкости препрегов, можно сделать вывод, что при увеличении температуры данный параметр снижается. Однако следует отметить, что образцы из препрегов после их извлечения из термошкафа и установки на металлический цилиндр в испытательной машине практически полностью успевали остыть. Поэтому результаты показывают влияние выдержки препрегов лишь после воздействия повышенных температур. При увеличении температуры на

поверхности препрега начинают протекать процессы полимеризации связующего, что приводит к уменьшению липкости. Смоделировать поведение препрега в процессе автоматизированной выкладки с помощью данного оборудования по определению липкости невозможно, поскольку выкладочная головка нагревает препрег до более высоких температур с последующей быстрой его прикаткой роликом.

### Заключения

Проведенные исследования подтверждают важность и необходимость определения показателя липкости. Контроль липкости после пропитки препрега и измерение данного параметра после продолжительного хранения позволяют оценивать его качество, а адгезионные свойства полуфабрикатов имеют важное значение при автоматизированных процессах выкладки.

Липкость характеризует технологичность и возможность переработки препрега в конечное изделие. Контроль липкости необходим для обеспечения простоты и технологичности послойной укладки [17]. Высокая липкость препрегов приводит к нарушению распределения смолы и ориентации волокон при послойной укладке [11].

Кроме того, анализ результатов исследований свидетельствует, что липкость препрегов зависит от множества факторов: содержания связующего, температуры окружающей среды или температуры на выкладочной головке при автоматизации процесса, продолжительности хранения препрега, структуры наполнителя и состава связующего.

### 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. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. Раскутин А.Е. Стратегия развития полимерных композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
4. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // *Директор по маркетингу и сбыту*. 2017. № 5–6. С. 40–44.
5. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // *Тезисы докладов XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии*. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
6. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Кинлок Э. Адгезия и адгезивы, наука и технология: пер. с англ. М.: Мир, 1991. 484 с.
8. 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: 19.02.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
9. Дучк В., Писанова Е., Жандаров С., Лауке Б. Адгезия и адгезионная прочность в полимерных волокнистых композитах // *Механика композитных материалов*. 1998. Т. 34. № 5. С. 431–446.
10. Постнов В.И., Никитин К.Е., Петухов В.И., Бурхан О.Л., Орзаев В.Г. Метод и устройство для определения липкости препрегов // *Авиационные материалы и технологии*. 2009. № 3. С. 29–33.

11. Тимошков П.Н., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Липкость и возможность использования препрегов для автоматизированных технологий (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 8 (68). Ст. 04. URL: <http://www.viam-woks.ru> (дата обращения: 15.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
12. Banks R., Mouritz A.P., John S. et al. Development of a new structural prepreg: characterization of handling, drape and tack properties // Composite Structures. 2004. Vol. 66. P. 169–174. DOI: 10/1016/j.compstruct.2004.04.034.
13. ASTM D2979-01. Standard Test Method for Pressure-Sensitive Tack of Adhesives Using an Inverted Probe Machine. 2001. P. 1–3.
14. ASTM D3167. Standard Test Method for Floating Roller Peel Resistance of Adhesives. 2017. P. 1–6.
15. Лизунов Д.А. Разработка высокопрочных углепластиков на основе эпоксисодержащих олигомеров: дис. ... канд. хим. наук. М.: РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2014. 237 с.
16. Богданова Ю.Г. Адгезия и ее роль в обеспечении прочности полимерных композитов: учеб. пособие. М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2010. 68 с.
17. Орлов Е.В., Гусев Ю.А., Хрульков А.В., Коротков И.А. Сравнительный анализ методов определения липкости препрега // Труды ВИАМ. 2016. № 7 (43). Ст. 09. URL: <http://www.viam-woks.ru> (дата обращения: 12.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-9-9.
18. Budelmann D., Detampel H., Schmidt C., Meiners D. Interaction of process parameters and material properties with regard to prepreg tack in automated lay-up and draping process // Composites. Part A: applied science and manufacturing. 2019. Vol. 117. P. 308–316.
19. Куцевич К.Е., Тюменева Т.Ю., Петрова А.П. Влияние наполнителей на свойства клеевых препрегов и ПКМ на их основе // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 4 (49). С. 51–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-51-55.
20. 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.
21. Гуняева А.Г., Сидорина А.И., Курносоев А.О., Клименко О.Н. Полимерные композиционные материалы нового поколения на основе связующего ВСЭ-1212 и наполнителей, альтернативных наполнителям фирм Porcher Ind. и Toho Tenax // Авиационные материалы и технологии. 2018. №3 (52). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.

### 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. Materials of new generation and digital technologies of their processing. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk. 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
3. Raskutin A.E. Development strategy of polymer composite materials. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. S, pp. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
4. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft building and industry: present and future. Direktor po marketingu i sbytu, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
5. Kablov E.N. The role of chemistry in the creation of new generation materials for complex technical systems. Abstracts of the XX Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry. Ekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2016, pp. 25–26.
6. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
7. Kinlok E. Adhesion and adhesives, science and technology. Moscow: Mir, 1991, 484 p.
8. 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://journal.viam.ru> (accessed: February 19, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-23.

9. Duchk V., Pisanova E., Zhandarov S., Lauke B. Adhesion and adhesive strength in polymeric fibrous composites. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 1998, vol. 34, no. 5, pp. 431–446.
10. Postnov V.I., Nikitin K.E., Petukhov V.I., Burkhan O.L., Orzaev V.G. Method and device for determining the stickiness of prepregs. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2009, no. 3, pp. 29–33.
11. Timoshkov P.N., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. Stickiness and possibility of using prepregs for automated technologies (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 8 (68), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 15, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
12. Banks R., Mouritz A.P., John S. et al. Development of a new structural prepreg: characterization of handling, drape and tack properties. *Composite Structures*, 2004, vol. 66, pp. 169–174. DOI: 10/1016.j.compstruct.2004.04.034.
13. ASTM D2979-01. Standard Test Method for Pressure-Sensitive Tack of Adhesives Using an Inverted Probe Machine, 2001, pp. 1–3.
14. ASTM D3167. Standard Test Method for Floating Roller Peel Resistance of Adhesives, 2017, pp. 1–6.
15. Lizunov D.A. Development of high-strength carbon plastics based on epoxy-containing oligomers: thesis, Cand. Sc. (Chem.). Moscow: RKhTU im. D.I. Mendeleeva, 2014, 237 p.
16. Bogdanova Yu.G. Adhesion and its role in ensuring the strength of polymer composites: textbook. Moscow: Lomonosov Moscow State University, 2010, 68 p.
17. Orlov E.V., Gusev Yu.A., Khrulkov A.V., Korotkov I.A. Comparative analysis of stickiness determination methods of prepreg. *Trudy VIAM*, 2016, no. 7, paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 12, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-9-9.
18. Budelmann D., Detampel H., Schmidt C., Meiners D. Interaction of process parameters and material properties with regard to prepreg tack in automated lay-up and draping process. *Composites. Part A: applied science and manufacturing*, 2019, vol. 117, pp. 308–316.
19. Kutsevich K.E., Tyumeneva T.Yu., Petrova A.P. Influence of fillers on properties of adhesive prepregs and PCM on their basis. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 4 (49), pp. 51–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-51-55.
20. 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.
21. Gunyayeva A.G., Sidorina A.I., Kurnosov A.O., Klimenko O.N. Polymeric composite materials of new generation on the basis of binder VSE-1212 and the filling agents alternative to ones of Porcher Ind. and Toho Tenax. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.

**Информация об авторах**

**Мишкин Сергей Игоревич**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Клименко Оксана Николаевна**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Куцевич Кирилл Евгеньевич**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Sergey I. Mishkin**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Oksana N. Klimenko**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Kirill E. Kutsevich**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 15.12.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.12.2021.  
The article was submitted 15.12.2022; approved and accepted for publication after reviewing 24.12.2021.

Научная статья

УДК 66.017

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-44-53

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИХ ГЕРМЕТИКОВ «ХОЛОДНОЙ» ВУЛКАНИЗАЦИИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (ДО +400 °С) И ПУТИ ИХ ПОВЫШЕНИЯ

М.А. Илюхина<sup>1</sup>, В.В. Тимонин<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** На основании ряда исследовательских работ получены результаты по термическому старению кремнийорганических герметиков. Представлены результаты испытаний после термического старения пластин герметиков и образцов герметиков, нанесенных на металл. Показаны зависимости скорости старения образцов герметиков от температуры и длительности ее воздействия. Определены ресурсы работы герметиков при различных температурах. Рассмотрены пути повышения эксплуатационных характеристик кремнийорганических герметиков типа ВИКСИНТ.

**Ключевые слова:** кремнийорганические герметики, термическое старение, термогравиметрический анализ

**Для цитирования:** Илюхина М.А., Тимонин В.В. Исследование эксплуатационных характеристик кремнийорганических герметиков «холодной» вулканизации при повышенных температурах (до +400 °С) и пути их повышения // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-44-53.

Scientific article

## RESEARCH OF OPERATING PROPERTIES OF RTV SILICONE SEALANTS AT ELEVATED TEMPERATURES (UP TO +400 °C) AND WAYS OF THEIR INCREASE

M.A. Ilyukhina<sup>1</sup>, V.V. Timonin<sup>1</sup>

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

**Abstract.** On the basis of a number of research works results on heat ageing of silicone sealants VIKSINT were received. Test results after heat ageing of plates of sealants and samples of the sealants brought on metal are presented. Temperature dependences of properties of sealants on speed and duration of thermal ageing are shown. Resources of work of sealants are defined at various temperatures. Ways of increase of operating properties of silicone sealants are considered.

**Keywords:** silicone sealants, thermal ageing, thermogravimetric analysis

**For citation:** Ilyukhina M.A., Timonin V.V. Research of operating properties of RTV silicone sealants at elevated temperatures (up to +400 °C) and ways of their increase. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-44-53.

### Введение

Разработка функциональных материалов с улучшенным комплексом свойств, а также современных технологий их переработки является перспективным направлением в различных отраслях промышленности и обеспечивает мировой уровень и конкурентоспособность разрабатываемых отечественных материалов и технологий, при этом формируется задел для дальнейшего развития и усовершенствования экономики.

Задачи, требующие незамедлительного решения, состоят в разработке материалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками, необходимыми для создания техники нового поколения, в том числе высоконагруженных композиционных материалов с повышенной стойкостью к ударным нагрузкам и рабочей температурой до 400 °С, а также элементоорганических связующих электротехнического, теплозащитного, радиотехнического назначения и систем «холодной» вулканизации, изготавливаемых с использованием различных современных технологий [1–5].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ формируются научно-технические заделы, обновляется и развивается приборная база для исследований, разработки и дальнейшего производства новых материалов, которые позволяют создавать авиационную технику для перспективных направлений. Осваиваются новые технологии, предназначенные для замены импортных материалов. Следует отметить, что развитие авиации может обеспечить не только разработку кардинально новых материалов, но также усовершенствование серийных, широко используемых материалов и технологий их изготовления.

В институте созданы герметизирующие материалы, отличающиеся простотой применения и высокими эксплуатационными характеристиками в широком диапазоне температур. В наибольшей степени этим требованиям отвечают кремнийорганические тепло-, морозостойкие герметики, работоспособные как при отрицательных температурах (до –120 °С), так и при длительном воздействии повышенных температур – до 300 °С (кратковременно – до 600 °С).

### Материалы и методы

Исследование кинетики термического разложения кремнийорганических каучуков, содержащих диметильные и диметилметилфенильные группы, проводили в воздушной среде на дериватографе MOM Q-1500D при скорости нагрева 5 °С/мин.

Термическое старение образцов герметиков в виде вулканизованных пластин проводили в термостатах типа SNOL, обеспечивающих равные условия нагрева для всех испытываемых образцов. Образцы герметиков доводили до температуры испытаний 300 °С в течение 2 ч, до температуры испытаний 400 °С – в течение 2,5 ч. Минимальное время выдержки герметиков установлено продолжительностью 1 ч.

Определение прочности связи с металлом при отслаивании, условной прочности и относительного удлинения при разрыве образцов герметиков проводили на испытательной машине Zwick/Roell Z2.5.

### Результаты и обсуждение

Термостойкие кремнийорганические герметики в соответствии с проводимыми испытаниями в объеме паспорта рекомендуются для длительной (от тысячи до десятков тысяч часов) работы при температурах 150–250 °С и для кратковременного (от 100 до 1000 ч) использования при температурах 300–350 °С. Результаты исследования зависимости скорости старения кремнийорганических герметиков от температуры, свидетельствуют о том, что эти материалы при температурах >300 °С могут работать лишь кратковременно. Тем не менее получение данных о работоспособности наиболее термостойких герметиков при

температурах 350 °С и более представляет практический интерес в связи с продолжающимся ростом скоростей полетов и, соответственно, эксплуатационных температур изделий новой авиационной техники. Главными факторами, вызывающими старение полимеров в условиях эксплуатации, являются температура и температурные перепады, влажность воздуха и атмосферные осадки, солнечная радиация и кислород [6–10].

Одним из способов оценки термостойкости эластомерных материалов являются термогравиметрические исследования кинетики термического разложения вулканизатов, в том числе и на базе низкомолекулярных кремнийорганических каучуков. Термогравиметрический анализ – это исследование изменения массы материала при изменении температуры и времени в регулируемом режиме нагрева. С помощью такого анализа определяют температурные и массовые характеристики термодеструктивных процессов, протекающих в структуре вулканизатов: интервалы температур, в которых они протекают; количество стадий; потери массы по стадиям; температуры максимальных скоростей потери массы; величину твердых остатков.

Использование термогравиметрического анализа позволяет исследовать кинетику термического разложения низкомолекулярных кремнийорганических каучуков «холодной» вулканизации в отвержденном состоянии при различных температурах с разной скоростью нагрева. Полученные термогравиметрические кривые вулканизатов на основе кремнийорганических каучуков с диметильными и диметилметилфенильными группами близки по температурным и массовым характеристикам на разных скоростях нагрева. При скорости нагрева 5 °С/мин интенсивная потеря массы начинается после 360 °С (~7 %), далее идет двухстадийный процесс, заканчивающийся к 500 °С, с потерей массы до 50 %. Проведенные термогравиметрические исследования вулканизатов на основе низкомолекулярных кремнийорганических каучуков подтвердили возможность применения этих композиций при температурах до 400 °С [11–14].

Высокая термическая стойкость и долговечность материалов на основе полиорганосилоксанов обуславливаются высокой энергией связи Si–O. Особый характер термодеструкции, при которой не затрагивается силоксановый скелет макромолекулы и происходит преимущественно разрушение связей Si–C, сопровождающееся образованием дополнительных силоксановых связей, которые ограничивают доступ кислорода к оставшимся заместителям [15–18].

Термическое старение кремнийорганических герметиков при температурах >350 °С по разным режимам позволило проанализировать данные по изменению физико-механических свойств для установления ресурса их работы при повышенных температурах. Проведены исследования поведения кремнийорганических герметиков «холодной» вулканизации в условиях, приближающихся к условиям их работы в самолетных конструкциях, для которых характерно более длительное время воздействия температур и отсутствие существенной теплоотдачи во внутренний объем конструкции.

В данной работе в качестве опытных образцов исследованы композиции на основе кремнийорганических каучуков (с разными функциональными группами и молекулярной массой) с неорганическими наполнителями различной природы и степенью наполнения, зашитыми различными вулканизующими системами «холодного» отверждения, – герметики ВИКСИНТ У-1-18, ВИКСИНТ У-2-28, ВИКСИНТ У-4-21, ВГО-1 и УФ-7-21.

Вышеуказанные кремнийорганические герметики различаются по своим технологическим и эксплуатационным характеристикам и могут применяться в широком интервале температур и по различному назначению:

– герметик ВИКСИНТ У-1-18 представляет собой двухкомпонентный уплотнительный термостойкий материал белого цвета, предназначенный для поверхностной

герметизации различных металлических соединений, а также для герметизации аппаратуры, работающей в среде воздуха при температурах от  $-60$  до  $+300$  °С при действии вибрационных, ударных и повторно-переменных нагрузок;

– герметик ВИКСИНТ У-2-28 представляет собой трехкомпонентный пастообразный уплотнительный материал розового или белого цвета, предназначенный для герметизации клепаных, болтовых и сварных соединений конструкций и приборов, работающих в интервале температур от  $-60$  до  $+250$  °С при внутришовной герметизации и при температурах от  $-60$  до  $+300$  °С в среде воздуха, а также для заливки штепсельных разъемов, работающих при температурах от  $-60$  до  $+250$  °С;

– герметик ВИКСИНТ У-4-21 представляет собой двухкомпонентный заливочный герметизирующий материал белого цвета, предназначенный для поверхностной герметизации клепаных, болтовых и сварных соединений конструкций и приборов и для защиты электро- и радиоприборов, работающих в среде воздуха при температурах от  $-60$  до  $+300$  °С, а также для заливки штепсельных разъемов, работающих при температурах от  $-60$  до  $+100$  °С;

– герметик ВГО-1 представляет собой однокомпонентный пастообразный материал белого цвета, предназначенный для поверхностной герметизации конструкций, приборов, резисторов, различных изделий радиоэлектронной техники, работающих в среде воздуха при температурах от  $-60$  до  $+250$  °С, а также для ремонта изделий, загерметизированных герметиками типа ВИКСИНТ;

– герметик УФ-7-21 представляет собой двухкомпонентный заливочный герметизирующий материал белого цвета, предназначенный для поверхностной герметизации металлических соединений, крепления полупроводников, работающих в среде воздуха при температурах от  $-110$  до  $+300$  °С.

Определены физико-механические свойства герметиков в исходном состоянии и после воздействия температуры по выбранному режиму. Дополнительно исследовано изменение адгезионных свойств и внешнего вида герметиков, нанесенных на пластины из алюминиевого сплава Д16-АТ с использованием подслоя П-11. Изготовление образцов для испытаний проводили в соответствии с Техническими условиями на каждый заявленный герметик.

Термическое старение образцов герметиков ВИКСИНТ У-1-18, ВИКСИНТ У-2-28, ВИКСИНТ У-4-21, ВГО-1 и УФ-7-21 при температуре  $350$  °С по разным режимам позволило проанализировать данные по изменению физико-механических свойств и определить режимы прогрева для каждого материала.

Пластины вулканизированных герметиков после предварительного термостатирования выдерживали при температуре  $350$  °С в течение 2, 4, 6, 8, 12, 16 и 20 ч, после чего при температуре  $23 \pm 2$  °С определяли следующие параметры: условную прочность при разрыве, относительное удлинение при разрыве, изменение линейных размеров и твердости. Результаты испытаний представлены в табл. 1.

По результатам испытаний можно сделать вывод, что герметики типа ВИКСИНТ по стойкости к термическому старению располагаются в следующем порядке: У-4-21, ВГО-1, УФ-7-21, У-1-18, У-2-28. В процессе старения происходит значительная линейная усадка герметиков – до 18 %.

На основании полученных данных для дальнейшего исследования выбраны различные режимы нагрева при температуре  $350$  °С:

- 2 ч – для герметика ВИКСИНТ У-1-18;
- 6 и 8 ч – для герметиков ВГО-1 и ВИКСИНТ У-4-21;
- 8 ч – для герметика УФ-7-21.

Таблица 1

**Изменение физико-механических свойств кремнийорганических герметиков  
типа ВИКСИНТ после термического старения при температуре 350 °С**

| Герметик | Свойства* | Значения свойств для герметиков |                                                    |                                             |     |      |                                      |      |      |
|----------|-----------|---------------------------------|----------------------------------------------------|---------------------------------------------|-----|------|--------------------------------------|------|------|
|          |           | в исходном состоянии            | после выдержки при температуре 350 °С в течение, ч |                                             |     |      |                                      |      |      |
|          |           |                                 | 2                                                  | 4                                           | 6   | 8    | 12                                   | 16   | 20   |
| У-1-18   | σ         | 4,5                             | 2,1                                                | Образцы охрупчились, испытаниям не подлежат |     |      |                                      |      |      |
|          | ε         | 280                             | 85                                                 |                                             |     |      |                                      |      |      |
|          | Δ         | –                               | 11                                                 |                                             |     |      |                                      |      |      |
|          | H         | 55–58                           | 65                                                 |                                             |     |      |                                      |      |      |
| У-2-28   | σ         | 2,2                             | Образцы охрупчились, испытаниям не подлежат        |                                             |     |      |                                      |      |      |
|          | ε         | 284                             |                                                    |                                             |     |      |                                      |      |      |
|          | Δ         | –                               |                                                    |                                             |     |      |                                      |      |      |
|          | H         | 55                              |                                                    |                                             |     |      |                                      |      |      |
| У-4-21   | σ         | 2,7                             | –                                                  | 1,4                                         | 2,0 | 2,1  | 2,4                                  | 1,9  | 2,0  |
|          | ε         | 160                             | –                                                  | 100                                         | 60  | 60   | 64                                   | 60   | 60   |
|          | Δ         | –                               | –                                                  | 10                                          | 10  | 11   | 13,3                                 | 16,6 | 16,6 |
|          | H         | 50                              | –                                                  | 50                                          | 65  | 70   | 75                                   | 70   | 65   |
| УФ-7-21  | σ         | 2,0                             | –                                                  | 2,1                                         | –   | 1,6  | 2,8                                  | 3,1  | 3,5  |
|          | ε         | 82                              | –                                                  | 60                                          | –   | 40   | 40                                   | 40   | 20   |
|          | Δ         | –                               | –                                                  | 6,2                                         | –   | 11   | –                                    | –    | –    |
|          | H         | 56                              | –                                                  | 60                                          | –   | 70   | 85                                   | 90   | 100  |
| ВГО-1    | σ         | 4,6                             | –                                                  | 2,5                                         | 2,7 | 3,2  | Образцы жесткие, испытать невозможно |      |      |
|          | ε         | 280                             | –                                                  | 128                                         | 140 | 100  |                                      |      |      |
|          | Δ         | –                               | –                                                  | 8,8                                         | –   | 14,4 | 14,4                                 | 15,5 | 17,7 |
|          | H         | 55–58                           | –                                                  | 55                                          | 60  | 68   | –                                    | –    | –    |

\* σ – условная прочность при разрыве, МПа; ε – относительное удлинение при разрыве, %; Δ – усадка, %; H – твердость, усл. ед.

\*  $\sigma$  – условная прочность при разрыве, МПа;  $\varepsilon$  – относительное удлинение при разрыве, %;  $\Delta$  – усадка, %;  $H$  – твердость, усл. ед.

В связи с тем, что герметик ВИКСИНТ У-2-28 полностью теряет эластичность после двухчасового воздействия температуры 350 °С дальнейшие его испытания считаются нецелесообразными.

Для исследования термического старения при температуре 400 °С выбраны герметики, показавшие лучшие результаты в исследовании термического старения при температуре 350 °С: ВИКСИНТ У-4-21, ВГО-1 и УФ-7-21. Для предварительного испытания выбран режим нагрева в течение 1 ч. Наряду с пластинами герметика термическому старению подвергали образцы герметиков, нанесенных на металл – алюминиевый сплав Д16-АТ.

После прогрева образцов при температуре 400 °С в течение 1 ч установлено, что все исследованные герметики находятся в плохом состоянии и не могут подвергаться механическим испытаниям. Характеристики внешнего вида образцов герметиков после термического старения при температуре 400 °С приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Внешний вид кремнийорганических герметиков типа ВИКСИНТ  
после термического старения при температуре 400 °С в течение 1 ч**

| Герметик       | Внешний вид материалов                                                                 |                                                                             |
|----------------|----------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------|
|                | в виде пластины                                                                        | на металлической подложке                                                   |
| ВИКСИНТ У-4-21 | Герметик пористый, расслоился, на поверхности мелкие трещины; эластичность сохраняется | Герметик пористый, большое количество глубоких трещин у поверхности металла |
| УФ-7-21        | Герметик полностью потерял эластичность; форма пластин не изменилась                   | Герметик хрупкий, без пор                                                   |
| ВГО-1          | Герметик хрупкий, пористый                                                             | Герметик покрыт глубокими трещинами, у поверхности металла размягчился      |

Адгезия герметиков к алюминиевому сплаву Д16-АТ на всех образцах сохранилась.

Полученные данные показывают, что исследованные кремнийорганические герметики не могут быть рекомендованы для применения при температуре 400 °С даже в течение 1 ч, так как наблюдаются дефекты типа пор, вздутий и расслоений. Такого рода дефекты могут быть связаны с образованием большого количества летучих продуктов термического распада силоксанового каучука при температуре 400 °С. Обращает на себя внимание отсутствие подобных дефектов у герметика УФ-7-21, основой которого является фенилсилоксановый каучук.

С целью получения более полной характеристики поведения кремнийорганических герметиков типа ВИКСИНТ при температуре 350 °С проведено термическое старение пластин вулканизированных герметиков по режимам, указанным ранее. Одновременно термическому старению подвергали образцы герметиков, нанесенных на металл (алюминиевый сплав Д16-АТ). Определение показателей проводили при температуре 23±2 °С. Полученные результаты приведены в табл. 3.

Таблица 3

**Свойства кремнийорганических герметиков типа ВИКСИНТ  
после термического старения по выбранному режиму**

| Герметик       | Продолжительность термического старения при 350 °С, ч | Физико-механические свойства герметиков после термического старения |                   | Адгезионные свойства после термического старения, кН/см | Внешний вид образцов после термического старения |
|----------------|-------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------|-------------------|---------------------------------------------------------|--------------------------------------------------|
|                |                                                       | $\sigma$ , МПа                                                      | $\varepsilon$ , % |                                                         |                                                  |
| ВИКСИНТ У-1-18 | 2                                                     | 2,1                                                                 | 85                | 1,5<br>(отрыв когезионный)                              | Без изменения                                    |
| ВГО-1          | 6                                                     | 2,6                                                                 | 140               | —                                                       | Образцы пористые, вздулись                       |
|                | 8                                                     | 3,2                                                                 | 96                | 0,9<br>(отрыв когезионный)                              |                                                  |
| ВИКСИНТ У-4-21 | 6                                                     | 2,0                                                                 | 60                | 0,7                                                     | Образцы пористые, трещины на поверхности         |
|                | 8                                                     | 2,0                                                                 | 60                | 0,8<br>(отрыв когезионный)                              |                                                  |
| УФ-7-21        | 8                                                     | Пластины с трещинами, испытанию не подлежат                         |                   | 0,7<br>(отрыв когезионный)                              | Трещины на поверхности                           |

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

– герметик ВИКСИНТ У-1-18 после 2 ч воздействия температуры 350 °С сохраняет условную прочность и относительное удлинение при разрыве на удовлетворительном уровне, материал не имеет трещин, адгезия сохраняется;

– герметик ВГО-1 имеет удовлетворительные показатели условной прочности и относительного удлинения при разрыве, а также адгезии после 8 ч воздействия температуры 350 °С, однако наблюдается сильное вспучивание герметика, нанесенного на металл;

– герметик ВИКСИНТ У-4-21 быстро снижает величину относительного удлинения при разрыве после воздействия температуры 350 °С в течение 6 ч, которое в течение 2 ч не меняется, но при этом наблюдается склонность образцов к растрескиванию;

– герметик УФ-7-21 имеет низкий исходный показатель относительного удлинения при разрыве, который снижается под влиянием температурного воздействия.

Результаты исследований, проводимых в последнее время в научных центрах России, показывают пути получения вулканизатов с увеличенным ресурсом работы при температуре 350 °С и более с помощью введения в базовую рецептуру исследованных герметиков таких компонентов, как термостабилизаторы, усовершенствованные наполнители и отверждающие системы, другие усиливающие добавки.

С помощью наполнителей, которые являются третьим по значимости компонентом в герметизирующих композициях, можно улучшить эксплуатационные характеристики – снизить линейную усадку, повысить термостойкость, тиксотропность (при работе на отвесных плоскостях), адгезионные, антикоррозионные и другие свойства. В последние годы разработаны методы получения порошкообразных наполнителей с разделением частиц по размерам воздушно-центробежным способом, которые позволяют получать вулканизаты с улучшенным набором свойств.

В зависимости от формы наполнители делятся на следующие категории:

- с игольчатой формой кристаллов (волластонит, относящийся к природным кристаллам с химической формулой  $\text{Ca}_3(\text{Si}_3\text{O}_9)$ , – водостоек, химически инертен, термостоек до 1500 °С, морозостоек) [19–21];
- с пластинчатой формой частиц (слюда; по химическому составу – силикаты различных металлов, которые применяются для повышения адгезии, а также препятствуют образованию осадка при хранении) [22, 23];
- с частицами в форме полых микросфер, которые представляют собой шарики правильной формы диаметром до 400 мкм и толщиной стенок 2–20 мкм, – к ним относятся стеклянные, фенолформальдегидные, эпоксидные и другие. Вулканизаты с такими наполнителями отличаются низкой плотностью и работоспособностью от температуры 500 °С и более, применяются в составе тепло- и огнезащитных материалов [24, 25];
- волокнистые наполнители, которые используются в качестве армирующего материала. Наиболее широко применяется асбест, по химическому строению представляющий собой  $3\text{Mg} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  [26]. Асбест образует в кремнийорганических соединениях структуры, обеспечивающие значительное повышение тепло- и термостойкости, а также прочности. В качестве наполнителя также широкое применение имеют волокна оксида алюминия [27], которые сохраняют форму уплотнителя и оказывают сопротивление тепловому потоку после выгорания герметика при действии температур более 600–700 °С.

### **Заключения**

Исследовано изменение физико-механических свойств кремнийорганических герметиков при температуре 400 °С. Воздействие этой температуры в течение 1 ч приводит к потере эластичности и растрескиванию всех испытанных образцов кремнийорганических герметиков, что не позволяет рекомендовать их для работы в этих условиях.

Исследование изменения физико-механических свойств и усадок кремнийорганических герметиков при температуре 350 °С в течение от 2 до 20 ч показало, что по стойкости к старению герметики типа ВИКСИНТ располагаются в следующем порядке: У-4-21, ВГО-1, УФ-7-21, У-1-18 и У-2-28. Установлен допустимый режим термического старения для каждого материала.

Физико-механические свойства кремнийорганических герметиков ВИКСИНТ У-1-18, ВИКСИНТ У-2-28 и ВГО-1 после воздействия температуры снижаются в меньшей степени, чем у герметика с меньшим наполнением ВИКСИНТ У-4-21.

Термостарение кремнийорганических герметиков ВИКСИНТ У-1-18, ВГО-1, ВИКСИНТ У-4-21 и УФ-7-21 по выбранным режимам показало, что герметик ВГО-1 после воздействия температуры 350 °С становится пористым, а герметик ВИКСИНТ У-4-21 растрескивается. Герметик ВИКСИНТ У-1-18 удовлетворительно сохраняет свои свойства после термического старения при температуре 350 °С в течение 2 ч.

Показаны пути получения вулканизатов с увеличенным ресурсом работы при температуре 350 °С и более с помощью введения в базовую рецептуру герметиков таких компонентов, как термостабилизаторы, усовершенствованные наполнители и отверждающие системы, другие усиливающие добавки.

## 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. Химия в авиационном материаловедении // *Российский химический журнал*. 2010. Т. LIV. № 1. С. 3–4.
3. 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: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
4. Минасян Р.М. Силиконовые однокомпонентные клеи-герметики // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2010. № 10. С. 31–34.
5. Шарова И.А., Петрова А.П. Обзор по материалам международной конференции по клеям и герметикам (WAC-2012, Франция) // *Труды ВИАМ*. 2013. № 8. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021).
6. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // *Крылья Родины*. 2019. № 7–8. С. 54–58.
7. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
8. Чигорина Е.А., Арутюнянц А.А., Бестаев М.В., Чигорина Т.М., Абаев В.Т. Органосилоксановые клеи-герметики с повышенными физико-механическими свойствами // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2010. № 1. С. 24–27.
9. Gosh D., Khastgir D. Degradation and stability of polymeric high-voltage insulators and prediction of their service life through environmental and accelerated aging processes // *ACS Omega*. 2018. No. 3. P. 11317–11330.
10. Савенкова А.В. Герметики с повышенными тепло- и морозостойкостью // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2008. № 3. С. 13–15.
11. Старцев В.О. Методы исследования старения полимерных связующих // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2020. № 9. С. 16–26.
12. Елисеев О.А., Глазов П.А., Илюхина М.А. Исследование кинетики термического разложения вулканизаторов низкомолекулярных кремнийорганических каучуков // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2015. № 6. С. 18–21.
13. Шитов Р.О., Китаева Н.С., Ширякина Ю.М., Куршев Е.В. Исследование влияния модифицирующих добавок различной природы на термоокислительную устойчивость модельного кремнийорганического связующего // *Труды ВИАМ*. 2020. № 6–7 (89). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.02.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-19-28.
14. Лукина Н.Ф., Петрова А.П., Котова Е.В. Термостойкие клеи для изделий авиакосмической техники // *Труды ВИАМ*. 2014. № 3. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-6-6.
15. Киреев В.В., Дьяченко Б.И., Рыбалко В.П. Строение и термоокислительные превращения полиметилсесквиоксанов // *Высокомолекулярные соединения. Сер. А*. 2008. Т. 50. № 4. С. 614.
16. Склеивание в машиностроении: справочник: в 2 т. / под ред. Г.В. Малышевой. М.: Наука и технологии, 2005. Т. 1. С. 87–97.
17. Хананашвили Л.М., Андрианов К.А. Технология элементоорганических мономеров и полимеров. М.: Химия, 1983. С. 416.
18. Неелова О.В., Газзаева Р.А. Отверждающая система для полиорганосилоксановых композиций // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2016. № 9. С. 2–8.
19. Hamdani S., Longuet C., Perrin D., Lopez-cuesta J.-M. Flame retardancy of silicone-based materials: Review // *Polymer Degradation and Stability*. 2009. Vol. 94. No. 4. P. 465–495. DOI: 10.1016/j.polymerdegradstab.2008.11.019.

20. Kim Y., Joeng H., Lee K.W. Mechanical and Thermal Properties of Environmentally Benign Silicone Foam Filled with Wollastonite // *Elastomers and Composites*. 2020. Vol. 55. No. 4. P. 300–305.
21. Wong J.F., Chan J.X., Hassan A., Mohamad Z. Thermal and flammability properties of wollastonite-filled thermoplastic composites: a review // *Journal of Materials Science*. 2021. Vol. 56. No. 2. P. 1–40.
22. Liao Y., Weng Y., Wang J. Silicone rubber composites with high breakdown strength and dielectric loss based on polydopamine coated mica // *Polymers*. 2019. Vol. 11. No. 12. DOI: 10.3390/polym11122030.
23. Wang J., Ji C., Yan Y., Zhao D. Mechanical and ceramifiable properties of silicone rubber filled with different inorganic fillers // *Polymer Degradation and Stability*. 2015. No. 121. P. 149–156.
24. Zubareva A.N., Utkin A.V., Mochalova V.M., Efremov V.P. Experimental study of spall strength of silicon rubber with microspheres under shock-wave action // *Journal of Physics Conference Series*. 2020. No. 1556. Art. 012026. URL: <http://www.iopscience.iop.org> (дата обращения: 02.11.2021). DOI: 10.1088/1742-6596/1556/012026.
25. Montazeri Sh., Ranjbar Z., Osati M. Preparation and characterization of a thermal barrier heat-resistant silicone coating // *Progress in Color, Colorants and Coatings*. 2020. Vol. 15. P. 65–73.
26. Zhang J., Jiang G., Tianhao H. et al. Synthesis and performance of polyurethane/silicon oxide nano-composite coatings // *Science and Engineering of Composite Materials*. 2019. Vol. 26. Is. 1. P. 301–307.
27. Ивахненко Ю.А., Баруздин Б.В., Варрик Н.М., Максимов В.Г. Высокотемпературные волокнистые уплотнительные материалы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 272–289. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-272-289.

### 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». *Авиационные материалы и технологии*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N. Chemistry in aviation materials science. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 3–4.
3. 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: November 2, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
4. Minasyan R.M. Silicone one-component adhesive-sealants. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2010, no. 10, pp. 31–34.
5. Sharova I.A., Petrova A.P. Review of world adhesive and sealant conference (WAC-2012, France). *Trudy VIAM*, 2013, no. 8, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 2, 2021).
6. Kablov E.N. VIAM: materials of new generation for PD-14. *Krylya Rodiny*. 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
7. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Авиационные материалы и технологии*, 2017, no. 5, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
8. Chigorina E.A., Arutyunyan A.A., Bestaev M.V., Chigorina T.M., Abaev V.T. Organosiloksanovye glues-sealants with the increased physicomechanical properties. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2018, no. 1, pp. 24–27.
9. Gosh D., Khastgir D. Degradation and stability of polymeric high-voltage insulators and prediction of their service life through environmental and accelerated aging processes. *ACS Omega*, 2018, no. 3, pp. 11317–11330.
10. Savenkova A.V. Sealants with increased heat and frost resistance. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2008, no. 3, pp. 13–15.
11. Startsev V.O. Methods for studying the aging of polymer binders. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2020, no. 9, pp. 16–26.

12. Eliseev O.A., Glazov P.A., Ilyukhina M.A. Study of the kinetics of thermal decomposition of vulcanizates of low molecular weight organosilicon rubbers. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2015, no. 6, pp. 18–21.
13. Shitov R.O., Kitaeva N.S., Shiryakina Yu.M., Kurshev E.V. Research of influence of modifiers of varied nature on the thermo-oxidative stability of a model silicone binder. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 10, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-19-28.
14. Lukina N.F., Petrova A.P., Kotova E.V. Heat-resistant adhesives used in aviation and space technique. *Trudy VIAM*, 2014, no. 3, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 2, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-6-6.
15. Kireev V.V., Dyachenko B.I., Rybalko V.P. Structure and thermo-oxidative transformations of polymethylsesquioxanes. *Vysokomolekulyarnyye soyedineniya. Ser.: A*, 2008, vol. 50, no. 4, p. 614.
16. Bonding in mechanical engineering: reference book: in 2 vols. Ed. G.V. Malyshev. Moscow: Nauka i tekhnologii, 2005, vol. 1, pp. 87–97.
17. Khananashvili L.M., Andrianov K.A. Technology of organoelement monomers and polymers. Moscow: Khimiya, 1983, p. 416.
18. Neelova O.V., Gazzaeva R.A. Curing system for polyorganosiloxane compositions. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2016, no. 9, pp. 2–8.
19. Hamdani S., Longuet C., Perrin D., Lopez-cuesta J.-M. Flame retardancy of silicone-based materials: Review. *Polymer Degradation and Stability*, 2009, vol. 94, no. 4, pp. 465–495. DOI: 10.1016/j.polymerdegradstab.2008.11.019.
20. Kim Y., Joeng H., Lee K.W. Mechanical and Thermal Properties of Environmentally Benign Silicone Foam Filled with Wollastonite. *Elastomers and Composites*, 2020, vol. 55, no. 4, pp. 300–305.
21. Wong J.F., Chan J.X., Hassan A., Mohamad Z. Thermal and flammability properties of wollastonite-filled thermoplastic composites: a review. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, no. 2, pp. 1–40.
22. Liao Y., Weng Y., Wang J. Silicone rubber composites with high breakdown strength and dielectric loss based on polydopamine coated mica. *Polymers*, 2019, vol. 11, no. 12. DOI: 10.3390/polym11122030.
23. Wang J., Ji C., Yan Y., Zhao D. Mechanical and ceramifiable properties of silicone rubber filled with different inorganic fillers. *Polymer Degradation and Stability*, 2015, no. 121, pp. 149–156.
24. Zubareva A.N., Utkin A.V., Mochalova V.M., Efremov V.P. Experimental study of spall strength of silicon rubber with microspheres under shock-wave action. *Journal of Physics Conference Series*, 2020, no. 1556, art. 012026. Available at: <http://www.iopscience.iop.org> (accessed: November 2, 2021). DOI: 10.1088/1742-6596/1556/012026.
25. Montazeri Sh., Ranjbar Z., Osati M. Preparation and characterization of a thermal barrier heat-resistant silicone coating. *Progress in Color, Colorants and Coatings*, 2020, vol. 15, pp. 65–73.
26. Zhang J., Jiang G., Tianhao H. et al. Synthesis and performance of polyurethane/silicon oxide nano-composite coatings. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2019, vol. 26, is. 1, pp. 301–307.
27. Ivakhnenko Yu.A., Baruzdin B.V., Varrik N.M., Maksimov V.G. High-temperature fibrous sealing materials. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2017, No. S, pp. 272–289. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-272-289.

**Информация об авторах**

**Илюхина Марина Анатольевна**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Тимонин Владимир Васильевич**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Marina A. Ilyukhina**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Vladimir V. Timonin**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 22.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.12.2021.

The article was submitted 22.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 30.12.2021.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-54-63

## О СПОСОБАХ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ ТРИКОТАЖНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ (обзор)

Л.А. Пономаренко<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Рассматриваются способы модификации структуры трикотажных наполнителей для изготовления полимерных композиционных материалов (ПКМ). Описаны специфические особенности применения прессовых и плавающих петель, рассмотрены вопросы влияния дополнительно введенных нитей различного состава в структуру кулирного трикотажа на механические свойства наполнителя и ПКМ. Особое внимание уделено ластичному типу переплетения кулирного трикотажа, которое при невысокой плотности наполнителя способствует повышению прочности ПКМ.

**Ключевые слова:** кулирный, поперечновязанный, плосковязанный трикотажный наполнитель для полимерного композиционного материала, прессовые и воздушные петли, ластик, механические свойства

**Для цитирования:** Пономаренко Л.А. О способах модификации структуры трикотажных наполнителей для полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-54-63.

Scientific article

## ABOUT WAYS OF STRUCTURE MODIFICATION OF A KNITTED FILLERS FOR POLYMERIC COMPOSITE MATERIALS (review)

L.A. Ponomarenko<sup>1</sup>

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

**Abstract.** Methods of modifying the structure of knitted fillers for the manufacture of polymer composite materials (PCM) are considered. The specific features of the use of tuck and float loops are described, the issues of the influence of additionally introduced threads of various compositions in the structure of knitwear on the mechanical properties of filler and PCM are considered. Special attention is paid to the rib type of interlacing of knitted fabrics, which, with a low density of filler, contributes to increasing the strength of the PCM.

**Keywords:** weft-knitted, flat-knitted jersey, polymer composite materials, tuck and float loops, rib, mechanical properties

**For citation:** Ponomarenko L.A. About ways of structure modification of a knitted fillers for polymeric composite materials (review). Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-54-63.

### Введение

При современном уровне развития технологий не всегда требуются кардинально новые материалы для наполнителей полимерных композиционных материалов (ПКМ), иногда необходимы новые навыки, подходы и знания о том, как изменить и улучшить уже существующие, чем и занимаются ученые во всем мире и в России в том числе. Так, уже довольно давно и успешно используют углеродные, стеклянные, арамидные ткани и волокна, а также ткани, изготавливаемые на основе волокон нескольких типов [1–5]. Однако каждый раз при изготовлении наполнителя методом плетения, ткачества [6] или вязания применяют более совершенные, улучшенные подходы, механизмы и способы подготовки исходных материалов.

Трикотажное полотно также вызывает большой интерес как наполнитель для получения ПКМ с высокими прочностными свойствами. Известно, что одним из главных преимуществ ПКМ на основе трикотажных наполнителей является их способность к поглощению и рассеиванию энергии ударных нагрузок, что позволяет таким материалам быть более устойчивыми к разрушению при ударных нагрузках. Наличие кулирного трикотажа в составе ПКМ способствует увеличению жесткости на изгиб и межслоевой вязкости, а также подавлению очагов расслоения [7]. В области применения трикотажного полотна в качестве наполнителя для ПКМ ведутся разработка и совершенствование структур трикотажного переплетения, а также создание новых подходов к переплетению волокон.

Большое количество исследований посвящено изучению наполнителей для ПКМ на основе обычной кулирной глади, переплетения ластичного типа 1+1 и других простых типов переплетения [8]. Однако все больше исследователей [9, 10] приходят к выводу о необходимости внесения серьезных изменений в структуру трикотажного полотна с целью придания свойств, позволяющих создать ПКМ, пригодный для высоких механических нагрузок.

Вязанные наполнители по своим свойствам – более пористые, эластичные и, как следствие, более легкие по сравнению с ткаными наполнителями для ПКМ, что имеет неоспоримую ценность в авиастроении. Но особенность применения трикотажных наполнителей для ПКМ превращает указанные свойства в недостатки, которые являются основой трудностей применения кулирного трикотажа в качестве наполнителя для ПКМ:

- трудность получения трикотажного полотна с высокой объемной плотностью;
- сложность выработки трикотажного полотна из хрупких волокон, например углеродных [11];
- высокая растяжимость полотна, связанная с подвижностью нитей в петлях трикотажного переплетения. Однако при пропитке связующим подвижность нитей существенно снижается (до 100 раз) [12] и при увеличении плотности петель растяжимость полотна уменьшается, что согласуется с результатами моделирования структуры трикотажного полотна [9, 13];
- искривление вязаной структуры, которое не позволяет использовать трикотаж для изготовления точной формы.

К сожалению, перечисленные недостатки кулирного трикотажа значительно сужают область применения наполнителей на его основе, но не являются полностью непреодолимыми. Именно с этим связано множество попыток разработчиков и ученых во всем мире эффективно использовать основные достоинства кулирного трикотажа в качестве наполнителя для ПКМ:

- формирование изделий с малыми радиусами кривизны;
- возможность изготовления трикотажной заготовки по размерам изделия;

– высокая устойчивость к расслоению и ударным нагрузкам после отверждения в составе ПКМ [14, 15].

В настоящее время приведенный перечень достоинств трикотажных наполнителей активно обсуждается и исследуется. Все чаще поднимаются вопросы повышения механических свойств ПКМ на основе кулирного трикотажа для различного использования.

Цель данной работы – изучение существующих теоретических и практических способов модификации структуры и свойств кулирного плосковязаного трикотажа для расширения области применения в качестве наполнителя для ПКМ.

#### **Способы улучшения свойств трикотажного наполнителя путем дополнения частично провязываемыми волокнами**

Значительному увеличению прочности ПКМ на основе трикотажа способствует усиление трикотажного полотна дополнительными проложенными частично провязываемыми нитями, из которых формируются так называемые прессовые или плавающие петли. Как правило, при выработке полотна вдоль горизонтального ряда петель добавляются дополнительные нити, аналогичные основным нитям полотна или отличающиеся по составу от его основных нитей. В данном случае добавленное волокно частично провязывается с петлями основного волокна. Как правило, провязанные петли дополнительного волокна располагаются в ряду через каждые 3–5 провязанных петель основного волокна, формируя упрочняющие и уплотняющие протяжки (рис. 1).

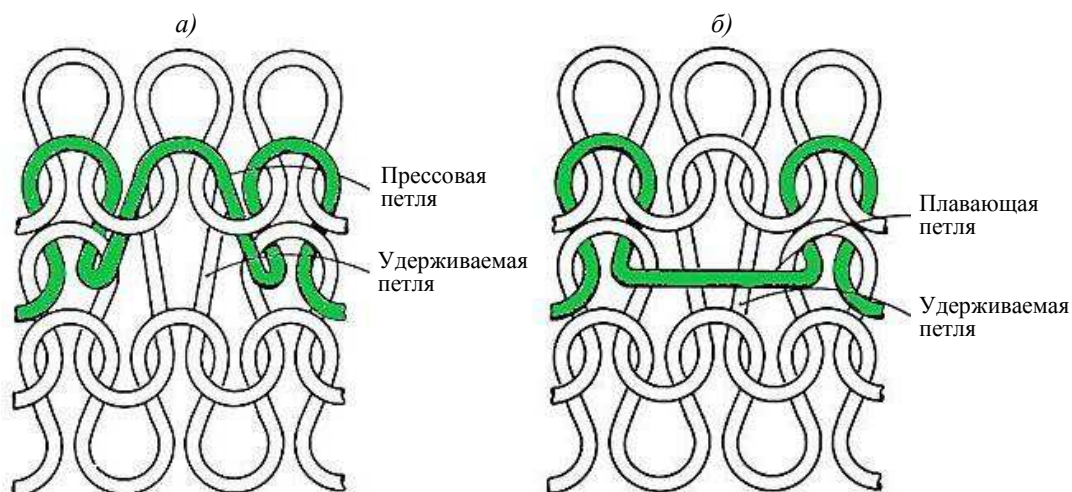


Рис. 1. Прессовая (а) и плавающая петли (б), формируемые при частичном провязывании дополнительных нитей [16]

Применяют и другую последовательность частичного провязывания дополнительных нитей. Такие добавленные петли также решают вопрос значительного снижения анизотропии и способствуют появлению свойств квазинепрерывно однонаправленно армированного ПКМ. Аналогичные свойства квазинепрерывно однонаправленно армированного и однонаправленно армированного ПКМ подробно рассмотрены в работах [12, 17].

В статье [8] приведены данные об увеличении модуля упругости при растяжении в 2,09 раза (с 8,2 до 17,2 ГПа) для стекловолоконного трикотажа, содержащего различное количество дополнительно проложенных нитей, и в 2,34 раза (с 9,3 до 21,8 ГПа) для углеволоконного трикотажа, содержащего различное количество дополнительно

проложенных нитей. Процесс вязания позволяет добавлять частично провязываемые волокна и перпендикулярно относительно направления выработки трикотажного полотна путем формирования прессовых петель. Такой процесс дает возможность уравновесить степень растяжимости трикотажного полотна вдоль петельных рядов.

В работе [10] указано на неравномерную зависимость свойств трикотажного наполнителя от количества дополнительных частично провязанных нитей. Так, для трикотажных тканей с одной дополнительной нитью показатели эластичности в продольном и поперечном направлениях превосходят результаты, полученные для трикотажных тканей с двумя и тремя дополнительными нитями.

Результаты моделирования, проведенные с помощью статистического программного обеспечения Design Expert с применением различных математических моделей [13], свидетельствуют о том, что изменение плотности плавающих петель или геометрической структуры полотна способствует улучшению или ухудшению его механических свойств в большей степени за счет изменения длины плавающих петель. В то же время наиболее подходящую длину плавающей петли определяют отдельно для каждой структуры трикотажного полотна.

#### **Возможности повышения прочности и плотности трикотажного полотна за счет дополнительных непровязываемых хрупких, но прочных волокон**

Для решения проблемы, связанной с искривлением плоских трикотажных преформ, используют прямые стекловолокна для вставки в трикотажную стеклоткань вдоль направления горизонтальных петельных рядов и вертикальных петельных столбиков [18]. При этом описаны и различные комбинации типов вводимых волокон, в том числе аналогичные по составу трикотажу. Таким образом получают «вязано-тканую» ткань, состоящую из волокон различных типов, – комбинированную ткань (рис. 2) [19, 20].

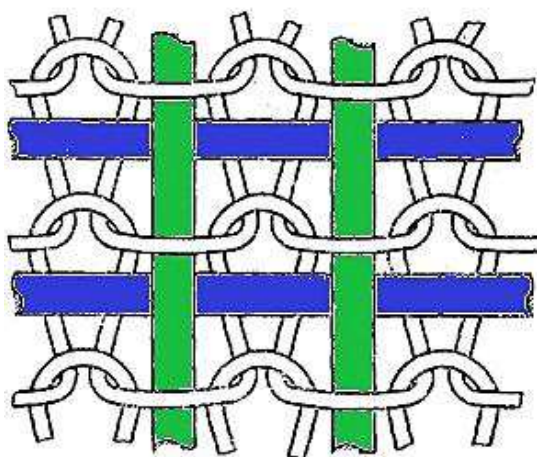


Рис. 2. Структура кулирного трикотажа с дополнительными непровязанными нитями различного типа [21]

Такая ткань в составе препрега из ПКМ обладает хорошей драпируемостью и позволяет создавать изделия с изгибами сложной формы. Показано, что к полотну с добавленными волокнами требуется приложение больших усилий для достижения даже малых его деформаций, что способствует предотвращению искривления преформы. К сожалению, в настоящее время в промышленных масштабах такие виды трикотажных полотен не производят в связи с высокой стоимостью оборудования.

В группе комбинированных тканей, состоящих из волокон различных типов, выделяют также тканые и вязаные. Наиболее интересны комбинированные ткани на вязаной основе, поскольку позволяют создавать ПКМ, обладающие особыми механическими характеристиками (растяжение, прочность при изгибе и сопротивление ударной нагрузке) [22].

Вязаное полотно, дополненное хрупкими, но прочными волокнами, например углеволокнами, можно использовать в качестве наполнителя для ПКМ (как однопослойный наполнитель, но с улучшенными механическими свойствами).

При выработке такого полотна в каждый поперечно провязываемый ряд петель вводят дополнительное волокно – хрупкое или волокно большого диаметра, которое не подлежит переработке на вязальной машине (например, углеродный ровинг). При этом вводимое волокно не изгибается в петлю и не подвергается другим воздействиям, приводящим к излому (рис. 3).

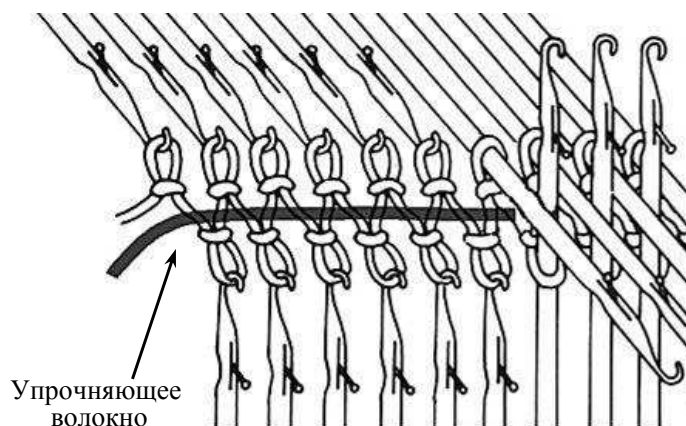


Рис. 3. Способ введения дополнительного упрочняющего волокна без провязывания петель вдоль горизонтальных петельных рядов

Полученный композиционный материал характеризуется анизотропией физических и механических свойств, а наибольшей прочности при растяжении достигает при приложении нагрузки вдоль дополнительно проложенных волокон [19]. Введением в трикотажное полотно, выработанное из тонкой углеродной нити, дополнительного углеродного ровинга в количестве 75–95 % удалось получить ПКМ прочностью 767–1157 МПа [19].

Трикотажные полотна с дополнительными волокнами можно вырабатывать как из одного, так и из различных видов волокон. Выбор гибридных наполнителей для ПКМ достаточно широкий – например, углеволокно и стекловолокно, углеволокно и арамидное волокно, стекловолокно и арамидное волокно, а также другие комбинации, в том числе состоящие и из трех типов волокон. После анализа кривых растяжения образцов из ПКМ на основе трикотажного полотна с дополнительными нитями авторы статьи [20] указывают на явное присутствие двух стадий разрушения, характеризующих действие наполнителя.

Первая стадия, начинающаяся от начала кривой и до разрушения дополнительных волокон наполнителя и связующего, характеризуется максимальной прочностью композиционного материала и описывается вогнутой формой кривой. Такая форма кривой появляется благодаря тому, что растягивающей нагрузке противостоят два компонента наполнителя – дополнительные волокна и трикотажное полотно.

Вторая стадия, начинающаяся от точки максимальной нагрузки и продолжающаяся до полного разрушения структуры трикотажного полотна, характеризуется резким снижением прочности композиционного материала и описывается ступенчато

снижающейся формой кривой. Ступенчатое снижение происходит вследствие того, что теперь растягивающей нагрузке противостоит только трикотажное полотно. Ступени кривой описывают различные моменты разрушения волокон в петлях трикотажного полотна. Проведенное моделирование методом конечных элементов [23] указывает на трехмерный уровень деформации трикотажного полотна вследствие сильной анизотропии свойств в направлении петельных рядов и столбиков, вызывающей смещение петель относительно друг друга и трение волокон, формирующих соседние петли. В результате разрушение трикотажного полотна происходит неравномерно и на кривой растяжения появляются ступени.

Следует указать и на характер разрушения ПКМ на основе кулирного трикотажа при ударных воздействиях. Наибольшая опасность разрушения в таком случае связана с разрушением игольных дуг петель и платиновых дуг между петлями наполнителя (это наиболее напряженное место). А вот длинные участки петли, так называемые петельные палочки, напротив, способствуют повышению прочности при растяжении [24].

В то же время в работе [25] приведены результаты моделирования механических свойств композиционного материала на основе углеродного трикотажа методом конечных элементов, указывающие на то, что ступенчатый характер разрушения ПКМ реализуется при растяжении только в направлении петельных столбиков. При растяжении ПКМ в направлении петельных рядов кривая растяжения имеет гладкую форму. Таким образом, при разработке структуры трикотажного полотна с дополнительными непровязанными волокнами необходимо учитывать анизотропию характера разрушения вязаного наполнителя при приложении нагрузки.

Введение дополнительных волокон может представлять интерес также для получения других, немеханических, характеристик ПКМ, например электро- и теплопроводности при введении металлической проволоки [26]; введение оптоволокна в трикотажное полотно позволит проводить мониторинг нагруженности ПКМ.

Еще один способ повышения плотности вязаных наполнителей – это сложение ткани в несколько слоев и закрепление строчкой. Однако для улучшения свойств более эффективной является структура, в которой сложенные слои вязаной ткани будут внутренними слоями, а сверху и снизу будут проложены тканые наполнители и прошиты строчкой насквозь. Такая структура уже в полной мере будет иметь все характеристики 3D-наполнителя [18].

### **Возможности повышения прочности ПКМ за счет снижения плотности трикотажного наполнителя**

Представленные ранее способы модификации трикотажного наполнителя позволяют повысить его плотность, а ПКМ на его основе – прочность и равномерность распределения связующего при отверждении. В то же время известен способ повышения прочности ПКМ за счет снижения плотности трикотажного наполнителя [12, 27–29]. Такой способ реализует ситуацию, наиболее приближенную к квазинепрерывному армированию ПКМ.

Снижения плотности трикотажного наполнителя достигают благодаря увеличению модуля петли, но только до некоторой критической длины [28]:

$$\sigma = \frac{31,62l}{\sqrt{T}},$$

где  $\sigma$  – модуль петли;  $l$  – длина нити в петле, мм;  $T$  – линейная плотность нити, текс. Критическая длина нити петли зависит от свойств волокна и определяется отдельно в каждом частном случае.

Следует отметить, что к повышению прочности ПКМ приводят не все виды кулирного трикотажа пониженной плотности. Таким образом, для выбора типа переплетения кулирного трикотажа следует учитывать, что он должен обладать единообразной монотипной структурой (без рисунчатых фрагментов), а также не должен скручиваться и изгибаться (лучшими типами переплетения в данном случае будут двухлицевые).

Переплетения ластичного типа (ластик) удовлетворяют перечисленным условиям и вполне могут применяться для изготовления трикотажного наполнителя для ПКМ. Трикотаж на основе ластичного типа переплетения также обладает повышенной толщиной – вдвое больше толщины кулирной глади, выработанной из волокна с одинаковыми толщиной и плотностью [21]. При сравнении двух плосковязанных ластичных структур становятся очевидны различия. Так, ластик 1+1 и ластик 2+2, выработанные из стекловолокна (133 текс), имеют небольшие отличия в процессе выработки, но характеризуются значимыми различиями в поверхностной плотности [30]: 1907,73 г/м<sup>2</sup> – для ластика 2+2 и 1426,27 г/м<sup>2</sup> – для ластика 1+1.

Таким образом, показано, что при выборе типа ластика со сниженной плотностью в качестве наполнителя для ПКМ необходимо тщательно оценивать критическую длину петли совместно со свойствами применяемого волокна.

### **Заключения**

Рассмотренные способы модификации структуры кулирного трикотажа на данном этапе развития имеют свои особенности, достоинства и недостатки. Так, изменение структуры трикотажного наполнителя путем введения дополнительных частично провязываемых и невязываемых волокон требует тщательного подбора вида и состава волокон, расчета критического количества вводимых волокон и определения других параметров.

Тем не менее модификация структуры кулирного трикотажа с помощью частично провязываемых и невязываемых волокон открывает возможности применения данных наполнителей для упрочнения деталей авиационных конструкций, например в качестве внутренних слоев между слоями тканого наполнителя. Такое использование трикотажного наполнителя в составе ПКМ значительно повышает ударную прочность конструкции.

### **Список источников**

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения // Вестник РФФИ. 2017. № 3. С. 97–105.
3. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
4. 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.
5. Курносов А.О., Вавилова М.И., Мельников Д.А. Технологии производства стеклянных наполнителей и исследование влияния аппретирующего вещества на физико-механические характеристики стеклопластиков // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 64–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-64-70.
6. Белинис П.Г., Донецкий К.И., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Майер Ю., Быстрикова Д.В. Объемно-армирующие цельнотканые преформы для изготовления полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.

7. Li C., Zhang R., Jia J. et al. The low-velocity impact and post-impact properties of ultra-high-molecular-weight polyethylene fiber weft plain knitted structural composites // *Journal of engineered fibers and fabrics*. 2019. Vol. 14. P. 1–10. DOI: 10.1177/1558925019832254.
8. Balea L., Dusserre G., Bernhart G. Mechanical behaviour of plain-knit reinforced injected composites: effect of inlay yarns and fiber type // *Composites. Part B*. 2014. No. 56. P. 20–29. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.07.028.
9. Faridul Hasan K.M., Péter György Horváth, Tibor Alpár. Potential fabric-reinforced composites: a comprehensive review // *Journal of Materials Science. Review*. Springer, 2021. P. 1–7. DOI: 10.1007/s10853-021-06177-6.
10. Dusserre G., Balea L., Bernhart G. Elastic properties prediction of a knitted composite with inlaid yarns subjected to stretching: A coupled semi-analytical model // *Composites. Part A: Applied science and manufacturing*. 2014. No. 64. P. 185–193. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.05.007.
11. Богомолов И.П., Козлов И.А., Бируля М.А. Обзор современных технологий изготовления объемно-армирующих преформ для перспективных композиционных материалов // *Технико-технологические проблемы сервиса*. 2017. № 1 (39). С. 22–27.
12. Трубецвев А.В., Цобкалло Е.С., Москалюк О.А. Квазинепрерывное армирование композита кулирным трикотажем // *Технология легкой промышленности*. 2016. № 1. С. 64–67.
13. Zilio L., Dias M., Santos T. et al. Characterization and statistical analysis of the mechanical behavior of knitted structures used to reinforce composites: yarn compositions and float stitches // *Journal of materials research and technology*. 2020. No. 9 (4). P. 8323–8336. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.089.
14. Nermin M. Aly. A review on utilization of textile composites in transportation towards sustainability // *17<sup>th</sup> World textile conference AUTEX 2017*. 2017. No. 254. P. 1–7. DOI: 10.1088/1757-899X/254/4/042002.
15. Hu H., Zhang M., Figueiro R., De Araujo M. Mechanical properties of composite materials made of 3D stitched woven-knitted preforms // *Journal of composite materials*. 2010. Vol. 44. No. 14. P. 1753–1767. DOI: 10.1177/0021998309359211.
16. Bhosale N., Jadhav B. Weft Knitted Fabrics // *Texnote.blogspot.com*. 2017. URL: <http://texnote.blogspot.com/2017/01/weft-knitted-fabrics.html> (дата обращения: 05.10.2021).
17. Молоснов К.А. Разработка трикотажных полотен для армирования композиционных материалов: автореф. ... дис. канд. техн. наук. СПб., 2013. 17 с.
18. Ishmael N., Fernando A. Textile technologies for the manufacture of three-dimensional textile preforms // *Research Journal of Textile and Apparel*. 2017. Vol. 21. No. 4. P. 342–362. DOI: 10.1108/RJTA-06-2017-0034.
19. Bezsmertna V., Mazna O., Kohanyiy V. et al. Multifunctional polymer-based composite materials with weft-knitted carbon fibrous fillers // *MATEC Web of Conferences EASN 2019*. 2019. No. 304. Art. 01012. DOI: 10.1051/mateconf/201930401012.
20. Xue D., Hu H. Mechanical properties of biaxial weft-knitted flax composites // *Materials and design*. 2012. No. 46. P. 264–269. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.10.019.
21. Далидович А.С. Основы теории вязания. М.: Легкая индустрия, 1970. 432 с.
22. Aisyah H.A., Paridah M.T., Sapuan S.M. et al. A comprehensive review on advanced sustainable woven natural fiber polymer composites // *Polymers*. 2021. Vol. 13. No. 471. P. 15–45. DOI: 10.3390/polym13030471.
23. Liu D., Christe D., Shakibajahromi B. et al. On the role of material architecture in the mechanical behavior of knitted textiles // *International Journal of Solids and Structures*. 2017. No. 109. P. 101–111. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2017.01.011.
24. Tohidi Sh.D., Rocha A.M., Dencheva N.V., Denchev Z. Microstructural-mechanical properties relationship in single polymer laminate composites based on polyamide 6 // *Composites. Part B*. 2018. No. 153. P. 315–324. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.08.106.
25. Ravandi M., Ahlquist S., Banu M. Numerical modeling of mechanical behavior of weft-knitted carbon fiber composites // *8<sup>th</sup> European conference for aeronautics and space science (EUCASS)*. 2019. P. 1–8. DOI: 10.13009/EUCASS2019-811.
26. Haijun D., Jialu L., Ying S. et al. Electrothermal and interlaminar shear properties of weft knitted biaxial fabric/epoxy resin electrically heated composites // *Acta Materialiae Compositae Sinica*. 2020. Vol. 37. No. 8. P. 1997–2004. DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20191129.001.

27. Труевцев А.В., Цобкалло Е.С., Москалюк О.А. Полимерные композиционные материалы с трикотажным наполнителем // Современные тенденции развития химии и технологии полимерных материалов: тез. докладов IV Междунар. науч. конф. СПб., 2018. С. 57–59.
28. Базанова Е.А., Труевцев А.В. О возможности использования кулирного трикотажа в качестве наполнителя композитов // Молодые ученые – развитию национальной технологической инициативы (ПОИСК). 2020. № 1. С. 21–23.
29. Truevtsev A.V., Tsobkallo E.S., Moskalyuk O.A. Structure and properties of composites with sunken-loop knit fabric filler // Fibre Chemistry. 2018. Vol. 50. No. 4. P. 325–331. DOI: 10.1007/s10692-019-09984-5.
30. Gunes K.S., Ince M.E., Icoğlu H.I. Compressibility of weft knitted reinforcement fabrics from glass yarn // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. No. 460. P. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/460/1/012029.

### References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. Vestnik Rossiyskoy akademii nauk, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. Formation of domestic space materials science. Vestnik RFFI, 2017, no. 3, pp. 97–105.
3. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2017, no. 5, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
4. 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.
5. Kurnosov A.O., Vavilova M.I., Melnikov D.A. Manufacturing technologies of glass fillers and study of effects of finishing material on physical and mechanical properties of fiberglass plastics. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 1 (50), pp. 64–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-64-70.
6. Belinis P.G., Donetskiy K.I., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Mayer Yu., Bystrikova D.V. Volume reinforcing solid-woven preforms for manufacturing of polymer composite materials (review). Aviacionnye materialy i tehnologii, 2019, no. 4 (57), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-18-26.
7. Li C., Zhang R., Jia J. et al. The low-velocity impact and post-impact properties of ultra-high-molecular-weight polyethylene fiber weft plain knitted structural composites. Journal of engineered fibers and fabrics, 2019, vol. 14, pp. 1–10. DOI: 10.1177/1558925019832254.
8. Balea L., Dusserre G., Bernhart G. Mechanical behaviour of plain-knit reinforced injected composites: effect of inlay yarns and fiber type. Composites. Part B, 2014, no. 56, pp. 20–29. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.07.028.
9. Faridul Hasan K.M., Péter György Horváth, Tibor Alpár. Potential fabric-reinforced composites: a comprehensive review. Journal of Materials Science. Review, 2021, vol. 56 (1), pp. 1–7. DOI: 10.1007/s10853-021-06177-6.
10. Dusserre G., Balea L., Bernhart G. Elastic properties prediction of a knitted composite with inlaid yarns subjected to stretching: A coupled semi-analytical model. Composites. Part A: Applied science and manufacturing, 2014, no. 64, pp. 185–193. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.05.007.
11. Bogomolov I.P., Kozlov I.A., Birulya M.A. Review of modern technologies for the manufacture of volume-reinforcing preforms for promising composite materials. Tekhniko-tehnologicheskie problemy servisa, 2017, no. 1 (39), pp. 22–27.
12. Truevtsev A.V., Tsobkallo E.S., Moskalyuk O.A. Quasi-continuous reinforcement of the composite with knitwear. Tekhnologiya legkoy promyshlennosti, 2016, no. 1, pp. 64–67.
13. Zilio L., Dias M., Santos T. et al. Characterization and statistical analysis of the mechanical behavior of knitted structures used to reinforce composites: yarn compositions and float stitches. Journal of materials research and technology, 2020, no. 9 (4), p. 8323–8336. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.089.
14. Nermin M. Aly. A review on utilization of textile composites in transportation towards sustainability. 17<sup>th</sup> World textile conference AUTEX 2017, 2017, no. 254, pp. 1–7. DOI: 10.1088/1757-899X/254/4/042002.

15. Hu H., Zhang M., Fangueiro R., De Araujo M. Mechanical properties of composite materials made of 3D stitched woven-knitted preforms. *Journal of composite materials*, 2010, vol. 44, no. 14, pp. 1753–1767. DOI: 10.1177/0021998309359211.
16. Bhosale N., Jadhav B. Weft Knitted Fabrics. 2017. Available at: <http://texnote.blogspot.com/2017/01/weft-knitted-fabrics.html> (accessed: October 05, 2021).
17. Molossov K.A. Development of knitted webs for reinforcement of composite materials: thesis abstract, Cand. Sc. (Techn.). St. Petersburg, 2013, 17 p.
18. Ishmael N., Fernando A. Textile technologies for the manufacture of three-dimensional textile preforms. *Research Journal of Textile and Apparel*, 2017, vol. 21, no. 4, pp. 342–362. DOI: 10.1108/RJTA-06-2017-0034.
19. Bezsmertna V., Mazna O., Kohanyiy V. et al. Multifunctional polymer-based composite materials with weft-knitted carbon fibrous fillers. *MATEC Web of Conferences EASN 2019*, 2019, no. 304, art. 01012. DOI: 10.1051/mateconf/201930401012.
20. Xue D., Hu H. Mechanical properties of biaxial weft-knitted flax composites. *Materials and design*, 2012, no. 46, p. 264–269. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.10.019.
21. Dalidovich A.S. Fundamentals of the theory of knitting. Moscow: Legkaya industriya, 1970. 432 p.
22. Aisyah H.A., Paridah M.T., Sapuan S.M. et al. A comprehensive review on advanced sustainable woven natural fiber polymer composites. *Polymers*, 2021, vol. 13, no. 471, pp. 15–45. DOI: 10.3390/polym13030471.
23. Liu D., Christe D., Shakibajahromi B. et al. On the role of material architecture in the mechanical behavior of knitted textiles. *International Journal of Solids and Structures*, 2017, no. 109, pp. 101–111. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2017.01.011.
24. Tohidi Sh.D., Rocha A.M., Dencheva N.V., Denchev Z. Microstructural-mechanical properties relationship in single polymer laminate composites based on polyamide 6. *Composites. Part B*, 2018, no. 153, pp. 315–324. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.08.106.
25. Ravandi M., Ahlquist S., Banu M. Numerical modeling of mechanical behavior of weft-knitted carbon fiber composites. 8<sup>th</sup> European conference for aeronautics and space science (EUCASS), 2019, pp. 1–8. DOI: 10.13009/EUCASS2019-811.
26. Haijun D., Jialu L., Ying S. et al. Electrothermal and interlaminar shear properties of weft knitted biaxial fabric/epoxy resin electrically heated composites. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2020, vol. 37, no. 8, pp. 1997–2004. DOI: 10.13801/j.cnki.fhclxb.20191129.001.
27. Truevtsev A.V., Tsobkallo E.S., Moskalyuk O.A. Polymer composite materials with knitted filler. Modern trends in the development of chemistry and technology of polymer materials: reports IV Intern. scientific conf. St. Petersburg, 2018, pp. 57–59.
28. Bazanova E.A., Truevtsev A.V. On the possibility of using knitwear as a filler for composites. Young scientists – the development of the national technological initiative (POISK), 2020, no. 1, pp. 21–23.
29. Truevtsev A.V., Tsobkallo E.S., Moskalyuk O.A. Structure and properties of composites with sunken-loop knit fabric filler. *Fibre Chemistry*, 2018, vol. 50, no. 4, pp. 325–331. DOI: 10.1007/s10692-019-09984-5.
30. Gunes K.S., Ince M.E., Icoğlu H.I. Compressibility of weft knitted reinforcement fabrics from glass yarn. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, no. 460, pp. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/460/1/012029.

*Информация об авторах*

**Пономаренко Леся Алексеевна**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Lesya A. Ponomarenko**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 29.10.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.12.2021.  
The article was submitted 29.10.2021; approved and accepted for publication after reviewing 08.12.2021.

Научная статья

УДК 620.18:621.762

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74

## ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ КОНСОЛИДАЦИИ ПОРОШКОВЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА С ПРИМЕНЕНИЕМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

А.А. Худнев<sup>1</sup>, Р.В. Батиенков<sup>2</sup>, А.Н. Большакова<sup>1</sup>, Р.М. Дворецков<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «МИРЭА – Российский технологический университет», Москва, Россия; mirea@mirea.ru

**Аннотация.** Исследованы композиционные дисперсно-упрочненные материалы систем Mo–Ti–Zr–C и Mo–Hf–C. Образцы получали методами порошковой металлургии при помощи проведения процесса механического легирования с последующим компактированием шихты на установке искрового плазменного спекания. Установлено, что основной упрочняющей фазой в полученном материале системы Mo–Ti–Zr–C является оксид молибдена с растворенными в нем титаном, цирконием и углеродом. В свою очередь, в материале системы Mo–Hf–C присутствуют два вида армирующей фазы: оксиды молибдена и оксиды гафния. Увеличение температуры спекания на 200 °C не повлияло на плотность материалов, однако привело к росту зерна и карбидного слоя на поверхности образцов.

**Ключевые слова:** искровое плазменное спекание, механическое легирование, молибден, дисперсно-упрочненный композиционный материал, порошковая металлургия, микроструктурный анализ

**Для цитирования:** Худнев А.А., Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Дворецков Р.М. Исследование особенностей консолидации порошковых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе молибдена с применением искрового плазменного спекания // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74.

Scientific article

## STUDY OF THE FEATURES OF COMPACTION OF POWDER COMPOSITE MATERIALS BASED ON MOLYBDENUM USING SPARK PLASMA SINTERING

A.A. Khudnev<sup>1</sup>, R.V. Batienvkov<sup>2</sup>, A.N. Bolshakova<sup>1</sup>, R.M. Dvoretzskov<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>MIREA – Russian Technological University, Moscow, Russia; rector@mirea.ru

**Abstract.** Composite dispersion-strengthened materials of the Mo–Ti–Zr–C and Mo–Hf–C systems were investigated in this work. Samples were obtained by powder metallurgy methods using mechanical alloying with subsequent compaction of as-received powder by a spark plasma sintering. It was found that the main strengthening phase in the obtained material of the Mo–Ti–Zr–C system is molybdenum oxide with titanium, zirconium and molybdenum dissolved in it. The material of the Mo–Hf–C system contains two types of reinforcing phase: molybdenum

oxides and hafnium oxides. An increase in the sintering temperature by 200 °C *did not lead to* an increase in the density of materials, but led to the growth of grains and a carbide layer on the surface of the samples.

**Keywords:** spark plasma sintering, mechanical alloying, molybdenum, dispersion-strengthened composite material, powder metallurgy, microstructural analysis

**For citation:** Khudnev A.A., Batiykov R.V., Bolshakova A.N., Dvoretsov R.M. Study of the features of compaction of powder composite materials based on molybdenum using spark plasma sintering. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74.

### Введение

В настоящее время разработка жаропрочных материалов является одним из основных направлений развития техники [1–4]. Использование молибдена в качестве основы для создания материалов с повышенной температурой эксплуатации перспективно ввиду наличия у данного металла таких исключительных свойств, как, например, высокая температура плавления, хорошая теплопроводность и низкий температурный коэффициент линейного расширения, благодаря чему сплавы на основе молибдена находят различное применение в промышленности [5–8].

При помощи армирования молибдена тугоплавкими частицами (например, карбидами) можно добиться повышения температуры рекристаллизации сплава, что позволяет увеличить температуру эксплуатации материала [9]. Однородно распределенные по границам зерен карбиды способствуют увеличению температуры рекристаллизации чистого молибдена на ~500 °C, а также повышают его жаропрочность и сопротивление ползучести [10–13].

Разработка материалов на основе молибдена при помощи технологий порошковой металлургии более перспективна относительно процесса вакуумно-дугового переплава, являющегося альтернативным способом получения данных материалов, из-за возможности формирования гомогенной структуры с равномерным распределением упрочняющих фаз, а также вследствие меньших энергозатрат [14–16]. Особо следует отметить разработку материала путем проведения механического легирования с последующим компактированием полученной шихты методом искрового плазменного спекания (Spark Plasma Sintering – SPS). Процесс искрового плазменного спекания характеризуется использованием прямого пропускания электрического тока через порошок при одновременном его одноосном сжатии. Используя процесс механического легирования, можно получать сплавы сложного состава на основе тугоплавких металлов, минуя процесс плавления и устраняя проблемы, возникающие при его проведении [17]. Полученные таким образом композиционные гранулы обладают гомогенным распределением всех компонентов по объему и меньшим размером частиц относительно исходных порошков [17]. Благодаря необычайно высокой скорости нагрева порошка (до 1000 °C/мин и более) при последующем компактировании полученной при помощи механического легирования шихты с использованием искрового плазменного спекания возможно за короткое время получить практически беспористый материал с мелкозернистой структурой [18, 19].

Цель данного исследования – изучение особенностей консолидации методом искрового плазменного спекания двух порошковых материалов на основе молибдена, армированных тугоплавкими частицами. Особенностью работы является то, что при проведении процесса механического легирования в материал вводились не готовые тугоплавкие соединения, а отдельные компоненты (Ti, Zr и C либо Hf и C). Следовательно, армирующие частицы образовались в исследуемых материалах непосредственно во время проведения процесса механического легирования и последующего спекания.

### Материалы и методы

Для исследования в данной работе выбраны материалы двух систем на основе молибдена: Mo–Ti–Zr–C и Mo–Hf–C. Суммарное содержание Ti, Zr и C в первом сплаве не превышало 1 % (по массе), во втором сплаве содержание Hf и C не превышало 1,5 % (по массе). Согласно данным работы [20], легирование молибдена титаном, гафнием и цирконием приводит к значительному повышению температуры рекристаллизации сплава. Кроме того, относительно малые добавки указанных элементов упрочняют материал в результате как образования твердого раствора, так и формирования тугоплавких частиц – карбидов, оксидов или нитридов [20].

Шихту получали путем проведения механического легирования предварительно смешанных в необходимых пропорциях порошков Mo, Ti, Zr и C в случае первого сплава и порошков Mo, Hf и C в случае второго сплава. Синтез дисперсных армирующих частиц происходит непосредственно во время процесса механического легирования (как это описано в работе [21]) в результате взаимодействия шихтовых компонентов между собой (Ti, Zr и C либо Hf и C в случае первого и второго сплава соответственно) и с компонентами среды, используемой во время размолла (в данном случае с кислородом).

Механическое легирование проводили в атриторе в среде спирта с использованием стаканов, валов и шаров из оксида циркония с отношением массы шаров к массе порошка, равным 5, при продолжительности смешивания – до 8 ч. После проведения смешивания порошки высушивали в сушильном шкафу и отделяли от шаров путем просеивания на вибросите.

Далее полученную шихту компактировали на установке искрового плазменного спекания KCF FCT H-HP D 25 с применением графитовой пресс-формы и графитовых пуансонов в вакууме при двух различных температурах (1350 и 1550 °C) при небольшом времени выдержки. С целью защиты пресс-формы и пуансонов от воздействия спекаемого материала использовали фольгу из графита.

Плотность спрессованных образцов, представляющих собой цилиндры диаметром 40 мм и высотой ~5 мм, определяли при помощи гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 20018–74 после предварительного шлифования материалов. Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8010 с использованием приставки энергодисперсионного спектрометра.

### Результаты и обсуждение

В результате консолидации композиционных гранул систем Mo–Ti–Zr–C и Mo–Hf–C методом искрового плазменного спекания при температуре 1350 °C изготовлены образцы с относительной плотностью ~94 % (табл. 1). Для обеих рассматриваемых систем повышение температуры спекания с 1350 до 1550 °C никак не повлияло на плотность материалов, что свидетельствует о том, что процесс уплотнения материалов завершился при температуре ≤1350 °C. Следует отметить, что во время расчета теоретической плотности не учитывалось наличие в сплавах кислорода, который (как установлено в работе [22]) присутствует в исследуемых материалах после стадии механического легирования. Следовательно, реальные относительные значения плотностей должны быть немного больше указанных в табл. 1.

На рис. 1 показана микроструктура образцов из сплава системы Mo–Ti–Zr–C после компактирования при температурах 1350 и 1550 °C. Видно, что материал состоит из мелких зерен упрочняющей фазы, по большей части расположенных на границах зерен матричной фазы. С увеличением температуры спекания с 1350 до 1550 °C средний размер зерен основной фазы увеличился с 2–4 до 4–9 мкм, а армирующей фазы – с 0,7–1,2

до 1–2,5 мкм. Однако в структуре материала после спекания при обеих исследуемых температурах также присутствуют вытянутые агломераты армирующей фазы длиной до 8 мкм и более.

Таблица 1

Значения абсолютной и относительной плотности ( $d$ ) исследуемых материалов

| Система    | Температура спекания, °C | $d$ , г/см <sup>3</sup> | $d$ , % |
|------------|--------------------------|-------------------------|---------|
| Mo–Ti–Zr–C | 1350                     | 9,579                   | 94,2    |
|            | 1550                     | 9,581                   | 94,3    |
| Mo–Hf–C    | 1350                     | 9,598                   | 94,0    |
|            | 1550                     | 9,593                   | 93,9    |

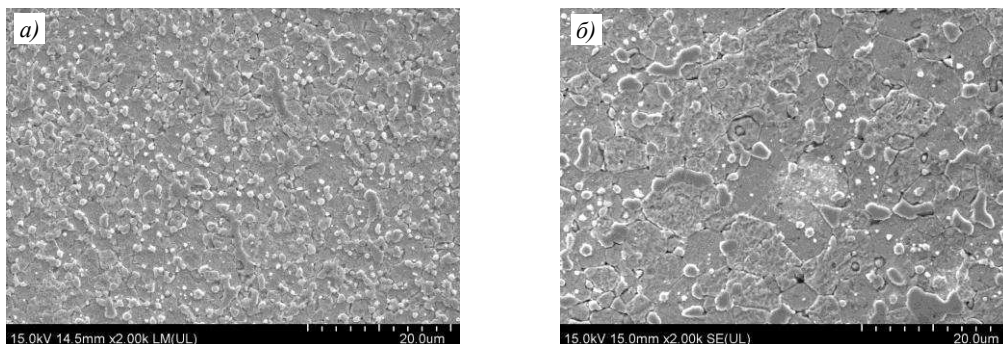


Рис. 1. Микроструктура (РЭМ,  $\times 2000$ ) образцов из сплава системы Mo–Ti–Zr–C после компактирования при температурах 1350 (а) и 1550 °C (б)

В соответствии с результатами энергодисперсионного анализа образца системы Mo–Ti–Zr–C после компактирования при температуре 1550 °C (рис. 2, табл. 2), матрица помимо молибдена содержит также примесные углерод и кислород. Армирующая фаза представляет собой сложные оксиды, содержащие O, C, Ti, Zr и Mo. По-видимому, по своей сути данная фаза является оксидом молибдена с растворенными в нем титаном, цирконием и углеродом. Можно заключить, что количества Ti и Zr, введенного в материал, оказалось недостаточно для образования новой армирующей фазы (оксидов либо карбидов титана/циркония). В результате все это количество Ti и Zr растворилось в оксиде молибдена, присутствующем в немалом количестве. При этом следует иметь в виду, что, из-за малой чувствительности метода энергодисперсионного анализа к легким элементам, реальное содержание O и C может значительно отличаться от данных, представленных в табл. 2.



Рис. 2. Участки энергодисперсионного анализа образца из сплава системы Mo–Ti–Zr–C после компактирования при температуре 1550 °C

**Состав материала системы Mo–Ti–Zr–C после компактирования  
при температуре 1550 °C**

| Условный номер спектра | Содержание элемента, % (по массе) |       |      |      |       |
|------------------------|-----------------------------------|-------|------|------|-------|
|                        | C                                 | O     | Ti   | Zr   | Mo    |
| 122                    | 3,32                              | 22,58 | 5,43 | 1,55 | 67,12 |
| 123                    | 2,93                              | 23,18 | 5,38 | 1,34 | 67,17 |
| 124                    | 3,52                              | 19,71 | 2,63 | 0,53 | 73,61 |
| 125                    | 5,87                              | 26,11 | 5,10 | 1,27 | 61,65 |
| 126                    | 5,70                              | 3,35  | 0,28 | 0    | 90,67 |
| 127                    | 5,12                              | 2,84  | 0    | 0    | 92,04 |
| 128                    | 6,42                              | 4,70  | 0    | 0    | 88,88 |
| 129                    | 6,30                              | 4,54  | 0    | 0    | 89,15 |

Структура образцов из сплава системы Mo–Hf–C, так же как и структура образцов из сплава системы Mo–Ti–Zr–C, представляет собой матричную фазу с более мелкими зернами упрочняющей фазы, расположенными в основном по границам зерен матричной фазы (рис. 3). Влияние температуры спекания выражено в изменении размера зерен фаз: средний размер зерна основной фазы после компактирования при температуре 1350 °C составлял 2–5 мкм, а упрочняющей фазы: 0,5–1 мкм. После компактирования при температуре 1550 °C средний размер зерна матрицы увеличился до 5–15 мкм, а упрочняющей фазы – до 1–2 мкм. При этом, так же как и в образцах из сплава системы Mo–Ti–Zr–C, в структуре материалов системы Mo–Hf–C присутствуют вытянутые агломераты второй фазы, но в гораздо большем количестве и с большей длиной, достигающей 15–20 мкм. Примечательно также, что большинство крупных агломератов направлено перпендикулярно направлению оси прессования.

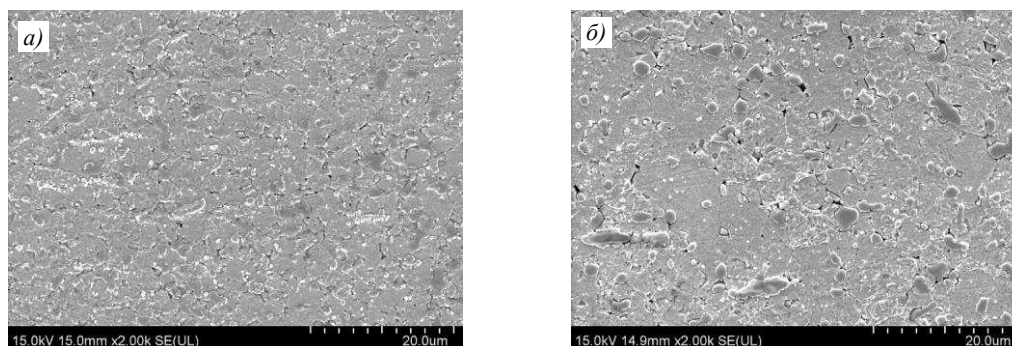


Рис. 3. Микроструктура (РЭМ,  $\times 2000$ ) образцов из сплава системы Mo–Hf–C после компактирования при температурах 1350 (а) и 1550 °C (б)

Согласно результатам энергодисперсионного анализа (рис. 4, табл. 3), как и в случае материала системы Mo–Ti–Zr–C, матрица образцов из сплава системы Mo–Hf–C также содержит O и C. Вместе с тем в отличие от системы Mo–Ti–Zr–C армирующая фаза системы Mo–Hf–C представлена двумя видами частиц: оксидами молибдена, содержащими также в небольших количествах углерод и гафний (спектры 130 и 131), и оксидами гафния, содержащими также углерод и цирконий (спектры 132 и 133). Цирконий попал в материал во время процесса механического легирования в виде намола с шаров, вала и стакана, изготовленных из оксида циркония. Кроме того, в результате энергодисперсионного анализа установлено, что все вытянутые агломераты являются оксидами гафния, содержащими также углерод и цирконий.

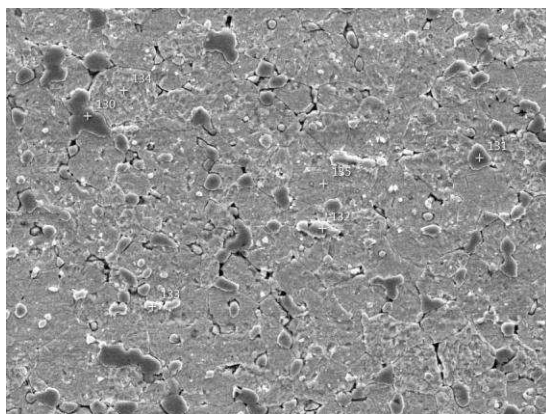


Рис. 4. Участки энергодисперсионного анализа образца из сплава системы Mo–Hf–C после компактирования при температуре 1550 °C

Таблица 3

**Состав материала системы Mo–Hf–C после компактирования при температуре 1550 °C**

| Условный номер спектра | Содержание элемента, % (по массе) |       |       |      |       |
|------------------------|-----------------------------------|-------|-------|------|-------|
|                        | C                                 | O     | Hf    | Zr   | Mo    |
| 130                    | 4,44                              | 21,05 | 2,06  | 0,00 | 72,45 |
| 131                    | 9,09                              | 20,41 | 2,53  | 0,58 | 67,40 |
| 132                    | 7,69                              | 13,20 | 68,23 | 1,82 | 9,06  |
| 133                    | 6,19                              | 13,70 | 69,57 | 2,20 | 8,34  |
| 134                    | 9,04                              | 1,31  | 0     | 0    | 89,64 |
| 135                    | 6,97                              | 3,03  | 0     | 0    | 90,00 |

Из сопоставления микроструктур материалов обеих рассматриваемых систем можно заключить, что из-за большого количества кислорода, поступающего в материалы во время проведения процесса механического легирования, в образце из сплава системы Mo–Ti–Zr–C оказалось введено недостаточное количество легирующих элементов для образования карбидов либо оксидов титана и циркония. Вследствие этого основной упрочняющей фазой в образцах вышеупомянутой системы является оксид молибдена с растворенными в нем Ti, Zr и C. В материале системы Mo–Hf–C введенного количества легирующих элементов оказалось достаточно для образования оксидов гафния (с растворенными в них углеродом и цирконием), хотя часть гафния и углерода, как и в случае образцов из сплава системы Mo–Ti–Zr–C, растворилась в многочисленных оксидах молибдена.

Одной из особенностей использования метода искрового плазменного спекания является взаимодействие компактируемого материала с углеродом, диффундирующим в материал из графитовой пресс-формы либо графитовой фольги [23]. Вследствие этого на поверхности всех исследуемых образцов образовался сплошной слой карбида молибдена (рис. 5). Как видно из анализа значений средних толщин карбидного слоя исследуемых материалов, представленных в табл. 4, с увеличением температуры спекания с 1350 до 1550 °C толщина карбидного слоя в обеих исследуемых системах увеличилась в 2,5–3 раза.

Структура слоя, образовавшегося под слоем сплошного карбида молибдена, в образцах обеих исследуемых систем после компактирования при температуре 1350 °C представляет собой смесь молибдена и карбидов молибдена (рис. 5, а, б). После же компактирования при температуре 1550 °C в системе Mo–Hf–C данный

слой (состоящий из смеси молибдена и его карбидов) полностью отсутствует, а в системе Mo–Ti–Zr–C его толщина не превышает 10–20 мкм (рис. 5, в, з).

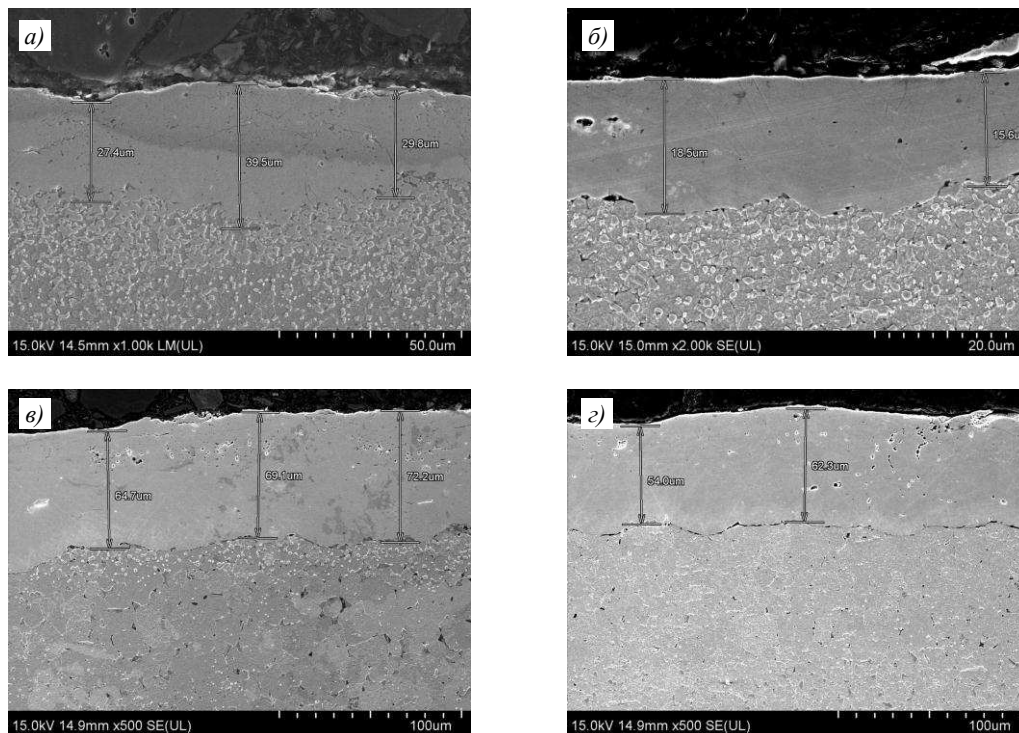


Рис. 5. Микроструктура (*а* –  $\times 1000$ ; *б* –  $\times 2000$ ; *в*, *з* –  $\times 500$ ) поверхностного слоя исследуемых образцов из сплавов систем Mo–Ti–Zr–C (*а*, *в*) и Mo–Hf–C (*б*, *з*) после спекания при температурах 1350 (*а*, *б*) и 1550 °C (*в*, *з*)

Таблица 4

Толщина карбидного слоя исследуемых материалов

| Система    | Температура спекания, °C | Толщина карбидного слоя, мкм |
|------------|--------------------------|------------------------------|
| Mo–Ti–Zr–C | 1350                     | 29,6 $\pm$ 5,7               |
|            | 1550                     | 69,6 $\pm$ 4,2               |
| Mo–Hf–C    | 1350                     | 17,3 $\pm$ 1,8               |
|            | 1550                     | 60,3 $\pm$ 5                 |

Особый интерес представляет слой, идущий следующим: в системе Mo–Ti–Zr–C – за слоем смеси молибдена и его карбидов, а в системе Mo–Hf–C – сразу за слоем сплошного карбида молибдена. Его особенность заключается в том, что в нем практически полностью отсутствуют включения как карбидов молибдена, так и сложных оксидов. Особенно отчетливо это видно на примере образца системы Mo–Ti–Zr–C (рис. 6). Наиболее вероятно, что в данном слое образовались благоприятные условия (прежде всего, соотношение C и O) для восстановления молибдена; Ti и Zr, в свою очередь, в отсутствие O и C в данной зоне, вероятно, растворились в решетке молибдена, что могло привести к образованию большого количества пор, наблюдаемых в данной зоне. Присутствие в материале такой зоны дает основание предполагать о возможности проведения процесса восстановления окисленного молибдена при наличии соответствующих условий, таких как оптимальное соотношение C и O и температурно-скоростной режим прессования.

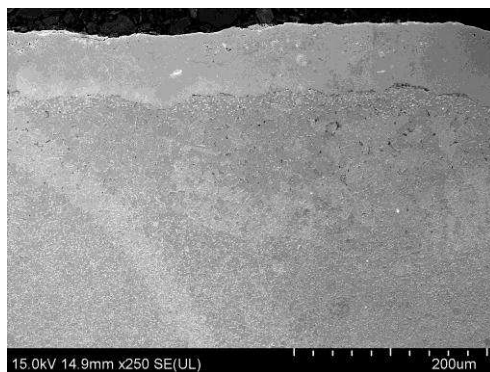


Рис. 6. Микроструктура ( $\times 250$ ) поверхностного слоя образца из сплава системы Mo–Ti–Zr–C после спекания при температуре 1550 °C

### Заключения

В результате проведения процесса механического легирования и компактирования методом искрового плазменного спекания изготовлены образцы дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе молибдена систем Mo–Ti–Zr–C и Mo–Hf–C.

Плотность полученных компактов составляла  $\sim 94$  % от теоретической. Увеличение температуры спекания с 1350 до 1550 °C не привело к изменению плотности исследуемых образцов обеих систем.

В результате микроструктурного анализа установлено, что структура материала системы Mo–Ti–Zr–C состоит из относительно небольших зерен упрочняющей фазы, расположенных в основном на границах зерен матрицы, содержащей помимо Mo примесные O и C. Армирующая фаза представляет собой сложные оксиды, содержащие O, C, Ti, Zr и Mo. По-видимому, из-за большого количества кислорода, попавшего в материал во время проведения процесса механического легирования, в материале образовались оксиды молибдена, а введенные легирующие элементы растворились в данных оксидах.

При помощи энергодисперсионного анализа установлено, что матрица образцов из сплава системы Mo–Hf–C, как и в случае материала системы Mo–Ti–Zr–C, также содержит кислород и углерод. Вместе с тем в отличие от системы Mo–Ti–Zr–C армирующая фаза в системе Mo–Hf–C представлена двумя фазами: оксидами молибдена и оксидами гафния.

Вследствие диффузии углерода из графитовой фольги на поверхность всех исследуемых образцов образовался сплошной слой карбида молибдена. С увеличением температуры спекания с 1350 до 1550 °C толщина карбидного слоя в обеих рассматриваемых системах увеличилась в 2,5–3 раза.

### Список источников

1. Kablov E.N., Svetlov I.L., Neiman A.V., Min P.G., Karachevtsev F.N., Karpov M.I. High-temperature composites based on the Nb–Si system reinforced with niobium silicides // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2017. Vol. 8. No. 4. P. 609–617.
2. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литейных высокожаропрочных сплавов с переменным управляемым температурным градиентом // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. No. S. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
3. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сурова В.А., Нарский А.Р. Перспективы создания высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких матриц и естественных композитов // *Вопросы материаловедения*. 2020. № 4. С. 64–78.

4. Лебедева Ю.Е., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Прокопченко Г.М., Шавнев А.А., Серебряков Д.И. Изготовление экспериментального конструктивно-подобного образца сектора соплового аппарата и проведение его испытаний при температуре 1500 °С // Труды ВИАМ. 2020. № 10 (92). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.09.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-51-62.
5. Fan J., Lu M., Cheng H. et al. Effect of alloying elements Ti, Zr on the property and microstructure of molybdenum // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2009. Vol. 27. No. 1. P. 78–82. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.03.006.
6. Оспенникова О.Г., Подъячев В.Н., Столянков Ю.В. Тугоплавкие сплавы для новой техники // Труды ВИАМ. 2016. № 10 (46). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.
7. Кучер А.М. Технология металлов. 4-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1987. 214 с.
8. Капустин В.И., Коржавый А.П. Дрейф-спектрометрия: традиционные методы и перспективы развития // Российский технологический журнал. 2016. Т. 4. № 2. С. 3–24.
9. Ohser-Wiedemann R., Weck C., Martin U. et al. Spark plasma sintering of TiC particlereinforced molybdenum composites // International Journal of Refractory Metals and Hard Material. 2012. Vol. 32. P. 1–6. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.12.001.
10. Yavas B., Goller G. Investigation the effect of B<sub>4</sub>C addition on properties of TZM alloy prepared by spark plasma sintering // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2016. Vol. 58. P. 182–188. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.04.020.
11. Majumdar S., Sharma I.G., Raveendra S. et al. In situ chemical vapour co-deposition of Al and Si to form diffusion coatings on TZM // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 492. No. 1–2. P. 211–217. DOI: 10.1016/j.msea.2008.03.020.
12. Nagae M., Yoshio T., Takada J., Hiraoka Y. Improvement in recrystallization temperature and mechanical properties of a commercial TZM alloy through microstructure control by multi-step internal nitriding // Materials transactions. 2005. Vol. 46. No. 10. P. 2129–2134. DOI: 10.2320/matertrans.46.2129.
13. Мазалов И.С., Мазалов П.Б., Сухов Д.И., Сульянова Е.А. Влияние параметров горячего изостатического прессования на структуру и свойства сплавов на основе кобальта, получаемых методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.08.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-3-14.
14. Majumdar S., Sharma I.G. Development of Mo base TZM (Mo–0.5Ti–0.1Zr–0.02C) alloy and its shapes // BARC Newsletter. 2010. Vol. 312. P. 21–27.
15. Sharma I.G., Chakraborty S.P., Suri A.K. Preparation of TZM alloy by aluminothermic smelting and its characterization // Journal of Alloys and Compounds. 2005. Vol. 393. No. 1–2. P. 122–127.
16. Yavas B., Sahin F., Yucel O., Goller G. Preparation of Pre-Alloyed TZM Alloy with Addition of B<sub>4</sub>C by Using Spark Plasma Sintering // 6th International Conference on Materials Science and Technologies. 2016. P. 75–76.
17. Ефимочкин И.Ю., Кузьмина Н.А., Гращенков Д.В., Светлов И.Л., Бобровский А.П. Синтез силицида ниобия методом гибридного электроискрового плазменного спекания порошков // Труды ВИАМ. 2018. № 11 (71). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-54-63.
18. Торресильяс С.М.Р., Солис П.Н., Окунькова А.А., Перетягин П.Ю. Основы процесса искрового плазменного спекания нанопорошков. М.: Техносфера, 2014. 96 с.
19. Akin I., Hotta M., Sahin F.C. et al. Microstructure and densification of ZrB<sub>2</sub>–SiC composites prepared by spark plasma sintering // Journal of the European Ceramic Society. 2009. Vol. 29. No. 11. P. 2379–2385.
20. Моргунова Н.Н., Клыпин Б.А., Бояршинов В.А. и др. Сплавы молибдена. М.: Металлургия, 1975. 392 с.
21. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю. Развитие порошковой металлургии жаропрочных материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. № 6. С. 10–22.

22. Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Худнев А.А., Кузнецов Б.Ю. Исследование механического легирования порошковых материалов систем Mo–Ti–Zr–C и Mo–Hf–C // *Металлург.* 2020. № 11. С. 93–99.
23. Дудина Д.В. Электроискровое спекание смесей металлических порошков и композитов с металлическими матрицами: особенности формирования структуры и свойства спеченных материалов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* 2017. № 2. С. 45–54. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-45-54.

### References

1. Kablov E.N., Svetlov I.L., Neiman A.V., Min P.G., Karachevtsev F.N., Karpov M.I. High-temperature composites based on the Nb–Si system reinforced with niobium silicides. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2017, vol. 8, no. 4, pp. 609–617.
2. Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Echin A.B. Development of technology of cast superalloys directional solidification with variable controlled temperature gradient. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
3. Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Kolodyazhny M.Yu., Surova V.A., Narsky A.R. Prospects for the creation of high-temperature heat-resistant alloys based on refractory matrices and natural composites. *Voprosy materialovedeniya*, 2020, no. 4, pp. 64–78.
4. Lebedeva Yu.E., Afanasev-Hodikin A.N., Prokopchenko G.M., Shavnev A.A., Serebryakov D.I. Obtaining of experimental constructionally similar sample of the nozzle assembly sector and carrying out its tests at temperature of 1500 °C. *Trudy VIAM*, 2020, no. 10 (92), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 10, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-51-62.
5. Fan J., Lu M., Cheng H. et al. Effect of alloying elements Ti, Zr on the property and microstructure of molybdenum. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, no. 1, pp. 78–82. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.03.006.
6. Ospennikova O.G., Podieiahev V.N., Stoliankov Yu.V. Refractory alloys for innovative equipment. *Trudy VIAM*, 2016, no. 10, paper no. 5. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.
7. Kucher A.M. *Metal technology*. 4th ed., rev. and add. Leningrad: Mashinostroenie, 1987, 214 p.
8. Kapustin V.I., Korzhavii A.P. Drift spectrometry: traditional methods and development prospects. *Rossiyskiy tekhnologicheskii zhurnal*, 2016, vol. 4, no. 2, pp. 3–24.
9. Ohser-Wiedemann R., Weck C., Martin U. et al. Spark plasma sintering of TiC particlereinforced molybdenum composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Material*, 2012, vol. 32, pp. 1–6. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.12.001.
10. Yavas B., Goller G. Investigation the effect of B<sub>4</sub>C addition on properties of TZM alloy prepared by spark plasma sintering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 58, pp. 182–188. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.04.020.
11. Majumdar S., Sharma I.G., Raveendra S. et al. In situ chemical vapour co-deposition of Al and Si to form diffusion coatings on TZM. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 492, no. 1–2, pp. 211–217. DOI: 10.1016/j.msea.2008.03.020.
12. Nagae M., Yoshio T., Takada J., Hiraoka Y. Improvement in recrystallization temperature and mechanical properties of a commercial TZM alloy through microstructure control by multi-step internal nitriding. *Materials transactions*, 2005, vol. 46, no. 10, pp. 2129–2134. DOI: 10.2320/matertrans.46.2129.
13. Mazalov I.S., Mazalov P.B., Suhov D.I., Sulyanova E.A. Influence of hot isostatic pressing parameters on structure and properties of cobalt-based alloys obtained by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 25, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-3-14.
14. Majumdar S., Sharma I.G. Development of Mo base TZM (Mo–0.5Ti–0.1Zr–0.02C) alloy and its shapes. *BARC Newsletter*, 2010, vol. 312, pp. 21–27.
15. Sharma I.G., Chakraborty S.P., Suri A.K. Preparation of TZM alloy by aluminothermic smelting and its characterization. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, vol. 393, no. 1–2, pp. 122–127.

16. Yavas B., Sahin F., Yucel O., Goller G. Preparation of Pre-Alloyed TZM Alloy with Addition of  $B_4C$  by Using Spark Plasma Sintering. 6<sup>th</sup> International Conference on Materials Science and Technologies, 2016, pp. 75–76.
17. Efimochkin I.Yu., Kuzmina N.A., Grashchenkov D.V., Svetlov I.L., Bobrovsky A.P. Niobium silicide synthesis by spark plasma sintering of composite powders. Trudy VIAM, 2018, no. 11 (71), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-35-44.
18. Torrecillas S.M.R., Solis P.N., Okunkova A.A., Peretyagin P.Yu. Fundamentals of spark plasma sintering of nanopowders. Moscow: Technosfera, 2014, 96 p.
19. Akin I., Hotta M., Sahin F.C. et al. Microstructure and densification of  $ZrB_2$ –SiC composites prepared by spark plasma sintering. Journal of the European Ceramic Society, 2009, vol. 29, no. 11, pp. 2379–2385.
20. Morgunova N.N., Klypin B.A., Boyarshinov V.A. et al. Alloys of molybdenum. Moscow: Metallurgy, 1975. 392 p.
21. Grashchenkov D.V., Shchetanov B.V., Efimochkin I.Yu. Development of powder metallurgy of heat-resistant materials. Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik, 2011, no. 6, pp. 10–22.
22. Batienkov R.V., Bolshakova A.N., Khudnev A.A., Kuznetsov B.Yu. Investigation of mechanical alloying of powder materials of the Mo–Ti–Zr–C and Mo–Hf–C systems. Metallurg, 2020, no. 11, pp. 93–99.
23. Dudina D.V. Electrosark sintering of mixtures of metal powders and composites with metal matrices: peculiarities of structure formation and properties of sintered materials. Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovaniye, instrumenty), 2017, no. 2, pp. 45–54. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-45-54.

#### Информация об авторах

**Худнев Алексей Александрович**, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Батиенков Роман Викторович**, доцент, к.т.н., ФГБОУ ВО «МИРЭА – Российский технологический университет», [mirea@mirea.ru](mailto:mirea@mirea.ru)

**Большакова Александра Николаевна**, начальник лаборатории, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Дворецков Роман Михайлович**, начальник сектора, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

#### Information about the authors

**Aleksey A. Khudnev**, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Roman V. Batienkov**, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), MIREA – Russian Technological University, [rector@mirea.ru](mailto:rector@mirea.ru)

**Alexandra N. Bolshakova**, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Roman M. Dvoretzky**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 25.11.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.02.2022.

The article was submitted 25.11.2021; approved and accepted for publication after reviewing 10.02.2022.

Научная статья

УДК 621.318.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-75-90

**ЛАЗЕРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ  
МАГНИТНЫХ СПЛАВОВ (обзор)***Р.Б. Моргунов<sup>1</sup>, Д.В. Королев<sup>1</sup>, Р.А. Валеев<sup>1</sup>, В.П. Пискорский<sup>1</sup>*

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

**Аннотация.** Проведен анализ физико-химических процессов при лазерной обработке магнитных материалов. Показано, что не только длительность лазерного импульса и его мощность (главные параметры, обычно принимаемые во внимание при лазерной модификации микроструктуры материала), но и длина волны, поляризация света могут влиять на результат лазерной обработки. Локальная температура, вызванная лазерным облучением, зависит как от размеров облучаемого объекта, его химического состава, теплоемкости и теплопроводности материала, так и от скорости обмена энергией между тепловыми резервуарами, связанными с атомной, электронной и спиновой подсистемами магнита.

**Ключевые слова:** магнитные материалы, постоянные магниты, лазерная обработка, селективное лазерное сплавление, магнитные свойства, микромагниты

**Для цитирования:** Моргунов Р.Б., Королев Д.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П. Лазерная модификация редкоземельных магнитных сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-75-90.

Scientific article

**LASER MODIFICATION OF RARE EARTH MAGNETIC ALLOYS (review)***R.B. Morgunov<sup>1</sup>, D.V. Korolev<sup>1</sup>, R.A. Valeev<sup>1</sup>, V.P. Piskorsky<sup>1</sup>*

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

**Abstract.** Analyzes the physico-chemical processes in the laser processing of magnetic materials. It is shown that not only the duration of the laser pulse and its power (the main parameters usually taken into account when laser modification of the microstructure of the material), but also the wavelength, polarization of light can affect the result of laser processing. The local temperature caused by laser irradiation depends both on the size of the irradiated object, its chemical composition, heat capacity and thermal conductivity of the material, and on the rate of energy exchange between thermal reservoirs associated with the atomic, electron and spin sub-systems of the magnet.

**Keywords:** magnetic materials, permanent magnets, laser processing, selective laser sintering, magnetic properties, micromagnets

**For citation:** Morgunov R.B., Korolev D.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P. Laser modification of rare earth magnetic alloys (review). Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-75-90.

### Введение

Влияние лазерного излучения на свойства магнитных материалов изучается достаточно давно. Развитие миниатюрных устройств вызвало повышенный интерес к исследованиям в данном научно-техническом направлении. Возможность управления локальностью лазерного импульса и отсутствие «загрязнения» при его воздействии на материал (в отличие от традиционных методов механического и теплового воздействий) позволило модифицировать магнитные материалы в микронных масштабах и создавать на их основе устройства сложной геометрической формы. Развивающиеся технологии лазерной 3D-печати и открытие нетермических методов изменения намагниченности объектов нано- и микронного масштаба высокоскоростным (фемтосекунды) лазерным облучением открывает новые направления по оптическому переключению намагниченности, а также синтезу и модификации магнитных материалов. Современные лазерные устройства перестали быть эксклюзивными установками лабораторного типа и в настоящее время широко используются в промышленном и коммерческом секторах экономики, что позволило развивать новые методики по программируемой цифровой обработке металлов и сплавов. Большая часть работ по данному вопросу относится к исследованию процессов формирования металлических микро- и наноизделий и исследованию их механических свойств [1]. Работ по исследованию магнитных свойств материалов, облученных лазером, значительно меньше. Поэтому в данном исследовании рассмотрены вопросы влияния лазерного облучения на магнитные свойства материалов как следствие термического нагрева и модификации микроструктуры материала, а также переключения намагниченности вследствие оптического взаимодействия лазерного луча с магнитной средой. Исследования в данной области могут послужить развитию новых материалов и технологий [2–4].

### Лазерный нагрев магнитных материалов

Микро- и наноразмеры магнитных изделий накладывают ограничения по масштабности магнитных свойств из-за перераспределения магнитоупругой энергии, энергии Зеемана и поверхностной энергии в свободную энергию изделия. Поэтому лазерное воздействие на «микромагнит» со структурой, фазовым и химическим составами, как и для макроскопического образца, дает абсолютно противоположные результаты. Данное обстоятельство возможно еще и вследствие одновременного протекания большого количества конкурирующих процессов фазовых превращений, реализация которых зависит от продолжительности их протекания, скорости изменения температуры и ее градиента как движущей силы [5, 6]. В микроразмерных объектах фазообразование может быть более разнообразным, так как скорость изменения температуры отличается на несколько порядков величины, что может приводить к другому сценарию формирования магнитных фаз. Обзоры различных методов 3D-печати представлены в работах [7–12]. Например, в работе [13] показаны результаты селективного лазерного выращивания постоянных магнитов NdFeB. С помощью цифровой настройки параметров процесса (скорость движения, фокус и мощность лазерного импульса) и контроля толщины порошкового слоя при сплавлении удалось получить заданное распределение сетки зернистостью 1 мм со свойствами, недостижимыми классическими технологическими методами изготовления постоянных магнитов. При этом термическая обработка изготовленного сложнопрофильного постоянного магнита не потребовалась. Необходимо отметить, что данный результат получен благодаря малым размерам образца. Именно высокая скорость охлаждения микроскопического объема расплава необходима для протекания перитектической реакции и кристаллизации интерметаллического соединения  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  с тетрагональной структурой кристаллической ячейки основной магнитной фазы с размером зерна, определяющим однодоменное состояние, при котором коэрцитивная сила максимальна. Ширина магнитного гистерезиса 3D-напечатанных образцов при нормальных условиях (комнатная температура) близка для образцов магнитопластов, изготовленных из того же порошка сплава. При температурах, меньше комнатной, величина остаточной индукции оказалась немного больше по

сравнению с аналогичной характеристикой для литых под давлением эталонов и значительно больше – для поликристаллических образцов постоянных магнитов, изготовленных по методу порошковой металлургии с использованием того же порошка. Температурная зависимость максимального энергетического произведения  $(BH)_{\max}$  магнитного материала для лазерного спекания и образцов, полученных с помощью 3D-печати, требует дополнительных исследований из-за небольших искажений кристаллической решетки при быстром охлаждении расплава. Образование включений фазы  $\alpha$ -Fe в настоящее время является еще одним ограничением по достижению максимальной «жесткости» выращенных магнитов NdFeB и требует специальной оптимизации химического состава сплава исходного порошка и подбора технологических параметров лазерной печати. Однако перспективы использования лазерной печати, позволяющей достигать высоких скоростей нагрева/охлаждения, а также возможность программируемого формирования магнитов «свободной формы» уже обеспечивают дальнейший научно-технический прогресс в миниатюризации и увеличении эффективности постоянных магнитов на основе сплавов RE–TM–B (RE – редкоземельные металлы, TM – переходные металлы, B – бор), а также их интеграцию в электронные и электромеханические устройства. Представленные в научно-технической литературе результаты по лазерной 3D-печати микромагнитов и повышению их основных магнитных характеристик уже позволяют сделать вывод, что возможна модификация химического состава сплава NdFeB другими редкоземельными металлами, что (как известно для спеченных постоянных магнитов данной системы) может дополнительно повысить значения магнитной анизотропии и температурной стабильности лазерноспеченных магнитов. В дополнение к этому впервые изготовлены образцы с признаками кристаллографического текстурирования в микроструктуре образцов, которое, предположительно, обусловлено высоким градиентом температуры, возникающим между спеченным и спекаемым слоями. Как указывалось ранее, данный градиент температуры возникает в результате высоких скоростей локального разогрева материала. За короткий промежуток времени в результате высокоэнергетического воздействия лазерным импульсом диссипация тепловой энергии происходит лишь на ограниченном участке микронных размеров – не многим больше, чем величина фокусного пятна луча лазера. Это, в свою очередь, может быть использовано для 3D-выращивания анизотропных магнитов и, соответственно, повышения их магнитных характеристик (рис. 1).

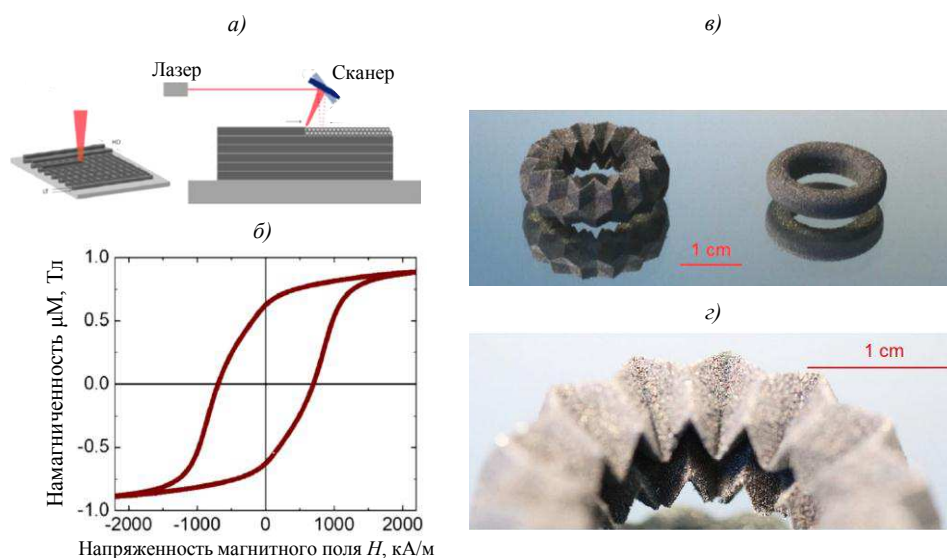


Рис. 1. Схематическое изображение метода 3D-печати изготовления магнита (а), петля полного магнитного гистерезиса для 3D-печатного образца ( $10 \times 10 \times 10$  мм) с  $H_c = 695$  кА/м и  $B_r = 0,62$  Тл ( $\mu_0$  – магнитная проницаемость вакуума) при комнатной температуре (б) и фотографии напечатанных магнитов различных форм (в). Левый объект имеет внутренний канал, который добавляет новую функциональность – канал охлаждения (з) [13]

Лазерной обработке постоянных магнитов из сплава NdFeB посвящена работа [14]. Исследовано влияние лазерного импульса длительностью в миллисекунды на изменение микроструктуры быстрозакаленных аморфных микрополосок (ribbons) из сплава NdFeB стехиометрического состава. Исследуемые микрополоски имели толщину 30 мкм и площадь поверхности 2 мм<sup>2</sup>. В работе [14] рассчитана глубина термодиффузии с использованием коэффициента диффузии  $\alpha = 2,37 \cdot 10^{-6}$  м<sup>2</sup>/с и временем диффузии  $t = 20$  нс, равным длительности лазерного воздействия в одном импульсе. На основе этих данных глубина термической диффузии составит  $L_{\text{диф}} = (4\alpha \cdot t)^{1/2} = 0,43$  мкм. При увеличении длительности импульса до 1 мс глубина прогрева увеличивается до 97,36 мкм. Данное расстояние значительно больше размеров микрополосок, исследуемых в работе [14]. Предполагая, что для сплава PrDyFeCoB константа  $\alpha$  незначительно отличается от константы термической диффузии для сплава NdFeB, можно рассчитать глубину термической диффузии для облученных одиночным лазерным импульсом длительностью 120 нс быстрозакаленных микропроводов из сплава PrDyFeCoB, исследованных в работе [15]. Диаметр рассматриваемых микропроводов составлял 50 мкм, соответственно глубина термической диффузии составит  $L_{\text{диф}} = (4\alpha \cdot t)^{1/2} = 1,06$  мкм, что значительно меньше поперечного сечения микропровода. Необходимо также отметить, что длительность температурного импульса всегда сопоставима с длительностью импульса лазера. В работе [14] представлена температурная зависимость облученной лазером области сплава от продолжительности лазерного импульса (рис. 2, а). Температуру контролировали с помощью пирометра. Подобный результат (рис. 2, б) получен при нагревании более короткими импульсами, как спрогнозировано с помощью теоретического анализа в работе [16]. При этом глубина прогрева может меняться в несколько раз – в зависимости от того, какова окружающая среда взаимодействия (рис. 2, в).

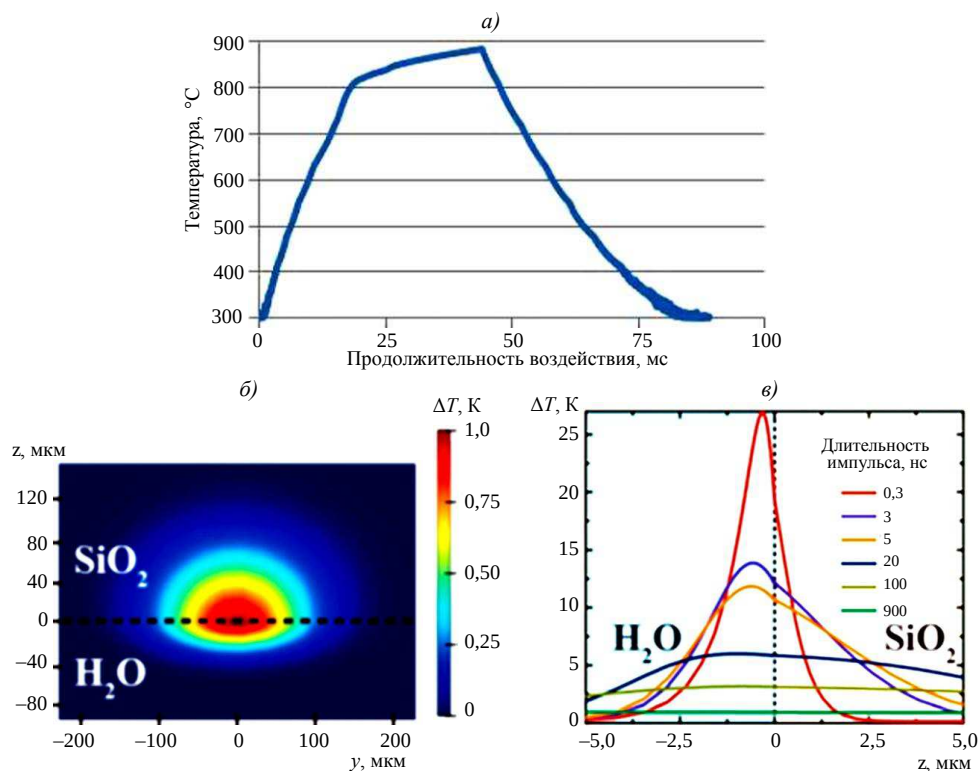


Рис. 2. Временная зависимость температуры при облучении импульсом длительностью 50 мс (а) [14], расчетное распределение относительного изменения температуры при облучении лазером поверхности с металлическим взаимодействием при наличии подложки из оксида кремния или воды (нижняя часть рисунка) (б) [16] и распределение температуры на металлической границе с оксидом кремния или водой в зависимости от длительности импульса (в) [16]

В результате лазерного облучения быстрозакаленных чешуек NdFeB в работе [14] указывается, что фаза железа кристаллизуется раньше, чем основная магнитная фаза, определяющая магнитные свойства. Однако показано, что данные включения «магнитомягкой» фазы  $\alpha$ -Fe могут создавать границы обменного взаимодействия с фазами, содержащими редкоземельные ионы, что приводит к неколлинеарной намагниченности (рис. 3, а).

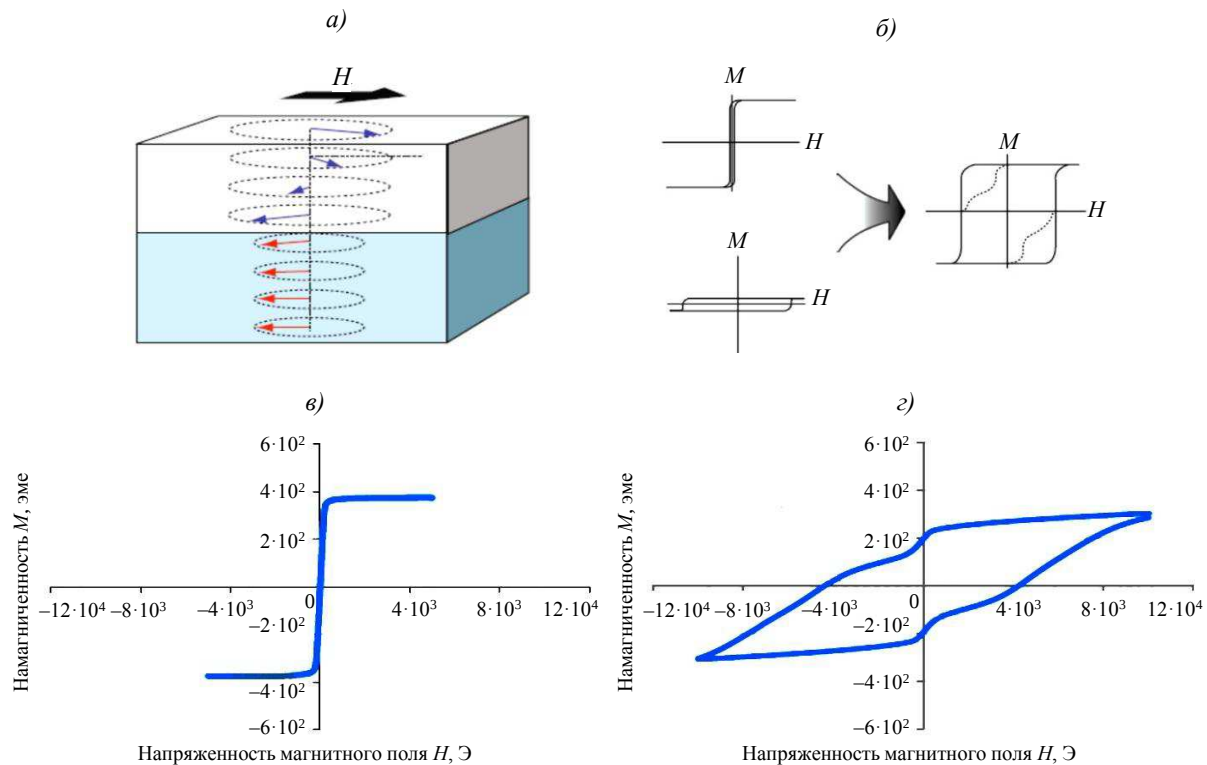


Рис. 3. Схема спиновой конфигурации на границе  $\alpha$ -Fe/(NdFeB) (а) и модель сложной петли гистерезиса, суммирующей вклады «магнитомягкого» железа и «магнито жесткой» фазы 2-14-1 (б), а также экспериментально полученные петли магнитного гистерезиса аморфного сплава NdFeB до (в) и после лазерного облучения (з) [14]

Присутствие «магнитомягкой» фазы железа с величиной константы анизотропии на два порядка меньшей ( $k_1 \approx 10^4 \text{ Дж/м}^3$ ), чем для редкоземельной фазы  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  ( $k_1 \approx 10^6 \text{ Дж/м}^3$ ), дает вклад в петлю магнитного гистерезиса, делая ее составной, с прогибом при низких полях измерения (рис. 3, в). На рис. 3, б представлена петля магнитного гистерезиса, измеренная на исходном материале – быстрозакаленных аморфных чешуйках сплава NdFeB. В аморфном состоянии сплав обладает очень низкой коэрцитивной силой. В результате лазерного облучения (мощность 180 Вт, длина волны 1,08 мкм, длительность 50 мс) происходит кристаллизация материала из аморфного состояния с образованием «магнито жесткой» фазы  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  и фазы железа, что отражается на петле гистерезиса с значительно возросшей коэрцитивной силой (рис. 3, з). Измерения петли гистерезиса в работе [14] проводили на разных образцах. Несомненно, что аморфный образец с узкой петлей не мог показать случайно широкую петлю в результате разброса значений от образца к образцу. Однако остальные петли гистерезиса (широкие) на облученных образцах при близких значениях коэрцитивной силы оказываются с разным вкладом «магнитомягкой» фазы, что авторы работы [14] интерпретируют как результат вариаций температуры, измеряемой пирометром. Однако такие

изменения магнитных свойств от образца к образцу могут возникать даже в образцах, отожженных в вакуумной печи в одинаковых условиях. Поэтому эксперимент в работе [15] проведен с учетом этого недостатка, и влияние лазерного воздействия на магнитные свойства исследовалось на одном и том же образце быстрозакаленного микропровода. Необходимо также отметить, что в экспериментах с микропроводами использовали лазер значительно меньшей мощности (20 Вт), а продолжительность импульса была значительно короче (120 нс). Поэтому при прочих близких характеристиках образцов из сплавов NdFeB и PrDyFeCoB можно ожидать, что глубина прогрева образцов быстрозакаленных микропроводов не превышала 1 мкм, а температура, которая была достигнута в работе [14], составляла  $<900\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 2, а).

Общеизвестно, что изучение влияния лазерного излучения на редкоземельные магниты было начато исследователями, открывшими магниты группы RE–TM–B около 30 лет назад. Так, в работе [17] исследованы области, подверженные облучению лазерным лучом в макроскопических аморфных образцах из сплава PrCo (цилиндрические образцы диаметром 12 см и высотой 0,5 см). Области образцов, локально закристаллизованные после лазерного нагрева из аморфного состояния, имели в 3 раза большую по величине намагниченность, поэтому их обнаруживали методом порошковых фигур – частицы ферромагнитного порошка притягивались и концентрировались в лазерномодифицированных областях (рис. 4). К сожалению, в работе [17] не представлены исследования структуры облученных лазером областей, а также локальные магнитные свойства на этих участках.

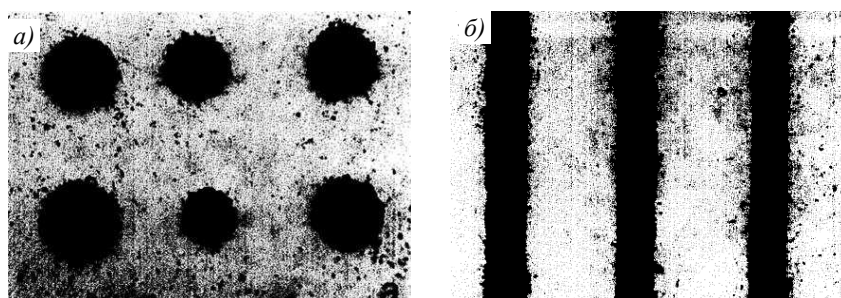


Рис. 4. Области локальной кристаллизации сплава PrCo в виде дисков (а) и полосок (б), сформировавшиеся под действием лазерного облучения в пластинке из сплава  $\text{Pr}_{0,27}\text{Co}_{0,73}$  и выявленные с помощью магнитного порошка (по данным работы [17])

В работе [18] применяли импульсное лазерное воздействие для осаждения тонких пленок сплава  $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  на быстрозакаленную аморфную ленту из сплава  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ , полученную разливкой расплава на быстро вращающийся диск. Полученный таким образом композит после вакуумного отжига обладал большим по величине энергетическим произведением за счет образования кристаллической фазы, обогащенной ионами  $\text{Dy}^{3+}$ , имеющими, как известно, большую одноионную анизотропию (по сравнению с ионами  $\text{Nd}^{3+}$ ), что, в свою очередь, увеличивает константу магнито-кристаллической анизотропии фазы  $(\text{Nd}_x\text{Dy}_{1-x})_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ , а также способствует подавлению процесса зарождения поверхностных доменов обратной намагниченности.

Лазерный отжиг ввиду высоких скоростей изменения температуры инициирует протекание неравновесных процессов кристаллизации и фазообразования в аморфном материале, в результате чего могут образовываться мелкозернистые (наномасштабные) и необычные микроструктурные фазы. В работе [18] отмечено, что иногда это негативно сказывается на конечных свойствах получаемых таким образом постоянных магнитов. Сокращение времени отжига и ограничение фазового перехода из аморфного

состояния в кристаллическое приводили к уменьшению размера зерна фазы  $\alpha$ -Fe. Мелкозернистость основной магнитной фазы  $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  обеспечивала лишь изменение поля насыщения, оставляя постоянной коэрцитивную силу (рис. 5). В работе [18] представлены дифрактограммы рентгеноструктурного анализа для интегрального поведения лент, поэтому по этим данным трудно оценить, что именно произошло в облученных лазером областях. Кроме того, по спектрам рентгеновской съемки невозможно отличить аморфную фазу от нанокристаллических включений в материале, а также идентифицировать химический состав и параметры кристаллической решетки. В дополнение к этому в работе [18] измеряется интегральный магнитный момент всего образца, а не локальной части, облученной лазером. Именно это обстоятельство (отсутствие локального структурного и химического анализа) привело к детальному исследованию спектров электронной дифракции в областях, подвергнутых лазерному отжигу, а также к локальному измерению петель магнитного гистерезиса с помощью микроскопии Керра и магнитных индикаторных пленок, представленных в работах [19–21].

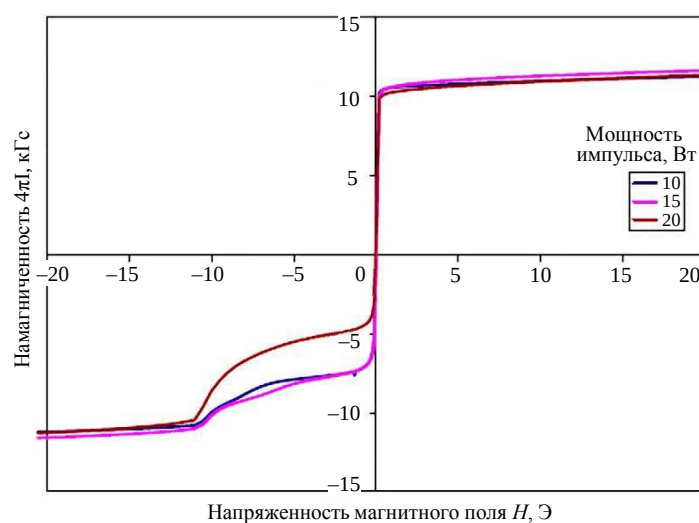


Рис. 5. Зависимости намагниченности от приложенного магнитного поля в образцах  $\text{Dy}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  (толщиной 250 нм) на подложке из  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  после облучения лазером  $\text{CO}_2$  при мощностях 10, 15 и 20 Вт (по данным работы [18])

Авторами работы [12] изготовлены изотропные постоянные магниты из сплава  $\text{NdFeB}$  методом лазерного сплавления сферического порошка (laser powder bed fusion – LPBF), полученного методом газовой атомизации. Сферичность порошка в технологиях 3D-печати необходима для контроля насыпного слоя для лазерного сплавления. Чем больше сферичность частиц и меньше разница в распределении их по размеру, тем более ровный слой по толщине будет нанесен для спекания и, следовательно, будет проходить более однородное сплавление с предыдущим слоем материала в результате лазерного нагрева. Метод газовой атомизации заключается в распылении расплава через форсунку в свободное пространство камеры, заполненной инертным газом. Скорость охлаждения при этом составляет  $\sim 10^4$  °C/с. В результате быстрого охлаждения в свободном падении за счет силы поверхностного натяжения капли расплава застывают в форме, близкой к сферической. Однако в отличие от таких методов быстрой закалки, как разливание расплава на вращающийся диск (скорость охлаждения расплава  $\sim (10^6\text{--}10^8)$  °C/с) или экстракция из расплава острой кромкой вращающегося диска (скорость охлаждения расплава  $\sim (10^5\text{--}10^6)$  °C/с), в результате газовой атомизации частицы порошка сплава  $\text{NdFeB}$  в основном получают с микро- и нанокристаллической структурой,

в которых содержится большое количество второстепенных «магнитомягких» фаз – например, как указывалось ранее, фазы  $\alpha$ -Fe. Содержание аморфной фазы в таких частицах минимально. Поэтому необходимо подбирать химический состав материала для максимального образования основной магнитной фазы 2-14-1, а также технологические параметры лазерного спекания с целью образования максимального объемного содержания основной магнитной фазы при сплавлении. Так, авторами работы [12] показано, что магнитные характеристики получаемых таким способом магнитов повышаются по мере увеличения подводимой энергии в лазерном импульсе до тех пор, пока не будет установлен предел обрабатываемости для конкретного химического состава материала. Магниты с коэрцитивной силой 886 кА/м ( $\mu_0 H_c = 1,1$  Тл) и максимальным энергетическим произведением 63 кДж/м<sup>3</sup> получены лазерным спеканием из коммерчески получаемого порошка, обедненного неодимом, без какой-либо дополнительной обработки. Изменение коэрцитивной силы постоянных магнитов представлено в зависимости от мощности, скорости сканирования и шага штриховки – расстояния между импульсами лазера при сплавлении частиц (рис. 6). Показано, что «магнитная жесткость» – величина коэрцитивной силы достаточно хорошо описывается простой феноменологической моделью.

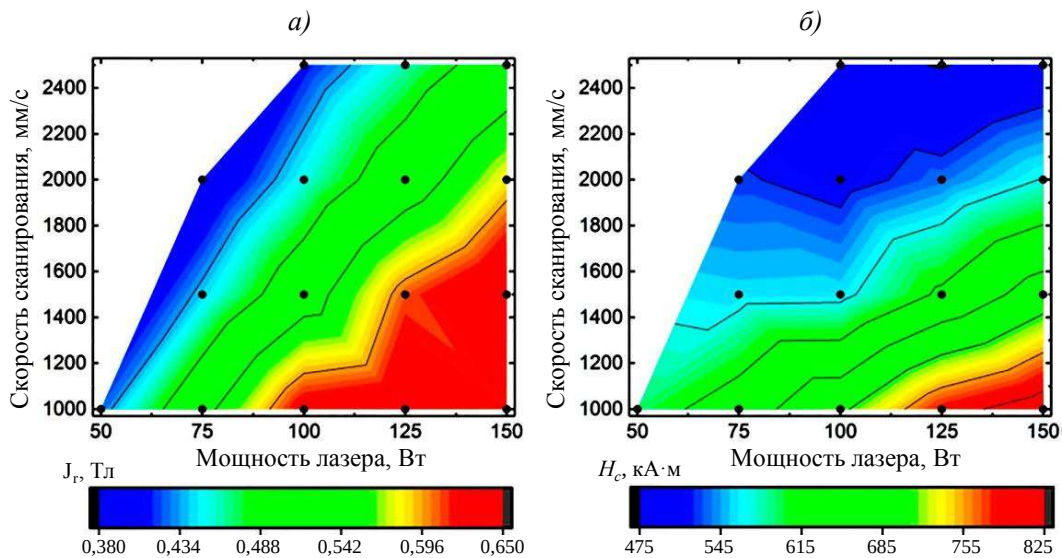


Рис. 6. Влияние мощности лазера и скорости сканирования на намагниченность  $J_r$  (а) и коэрцитивную силу  $H_c$  (б) изготовленных LPBF-магнитов из сплава NdFeB при расстоянии между штрихами 75 мкм (черные кружки – экспериментально проверенные комбинации параметров) [12]

Таким образом, технология лазерного спекания и выращивания магнитных материалов является новым методом изготовления высокоэффективных постоянных магнитов сложного профиля и микронных размеров. Однако, наряду с явными преимуществами по сравнению с традиционными методами изготовления, в настоящее время имеется ряд нерешенных вопросов и неисследованных явлений:

- лазерное спекание позволяет получать изотропные постоянные магниты, но вопрос возможности создания при лазерном спекании анизотропных магнитов с направленной кристаллографической текстурой остается открытым;
- контроль фазового состава и, в частности, максимального объемного содержания основной магнитной фазы также является предметом для дальнейших исследований.

Высокие скорости нагрева/охлаждения при лазерном воздействии открывают новые возможности по поиску магнитных материалов со структурой и фазовым составом, которые невозможно получить традиционными методами порошковой металлургии и горячего прессования постоянных магнитов.

### Оптическое переключение намагниченности

В работе [22] представлен недавно открытый процесс полностью оптического (нетеплового) переключения намагниченности тонких пленок RE–TM. Данные исследования были начаты с применения довольно длительных импульсов лазерного воздействия: 200 пс. Понимание динамики и термодинамики электронной, спиновой и атомной подсистем ферромагнетика, которые являются тепловыми резервуарами со скоростями релаксации, различающимися на порядки величины, привело к необходимости использования фемтосекундного лазерного излучения. Далее кратко представлены наиболее перспективные результаты последних разработок в данном направлении.

Авторы работы [23] интенсивно исследуют оптическое перемагничивание ферримагнитных сплавов GdFe, GdCo и др. В результате короткого фемтосекундного лазерного облучения редкоземельных пленок происходит изменение знака намагниченности на поверхности пленки, регистрируемое с помощью поляризационного микроскопа методом магнитооптического эффекта Керра. В облученных и необлученных лазером областях регистрируются различные направления поляризации эллиптически поляризованного излучения и степень поляризации  $\sigma^+$  и  $\sigma^-$  (рис. 7), что является подтверждением нетепловой природы перемагничивания в результате лазерного воздействия. На рис. 7, а показан пример термического перемагничивания – при смене направления поляризации света изображение в микроскопе не меняется. Это противопоставляется примеру на рис. 7, б, где видна очевидная зависимость направления спиновой поляризации ферромагнетика от поляризации света (темные и светлые участки – области противоположной намагниченности, выявляемые микроскопом Керра).

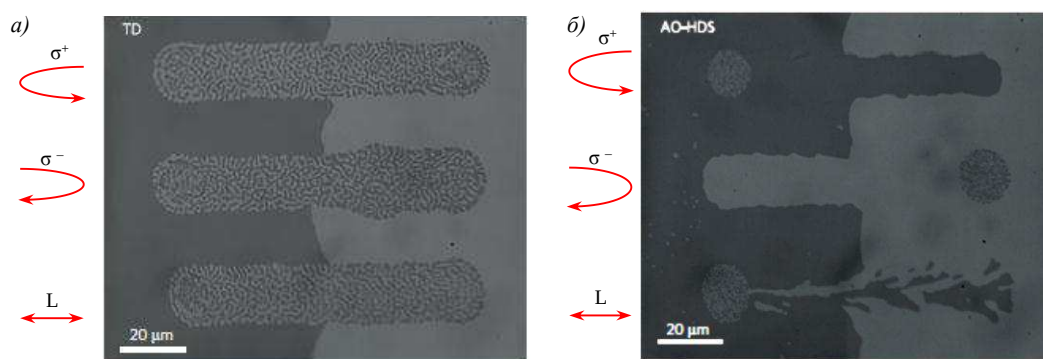


Рис. 7. Примеры двух оптических откликов для многослойных образцов на основе CoTb с толщиной слоя тербия 0,4 нм и кобальта 0,8 (а) и 0,5 нм (б) при термическом размагничивании (а; TD) и оптическом перемагничивании (б; AO–HDS) (использованы три типа поляризованного лазерного луча,двигающегося вдоль образца: с правой круговой ( $\sigma^+$ ), левой циркулярной ( $\sigma^-$ ) и линейной (L) поляризацией) [23]

Управление намагничиванием с низким энергопотреблением предпочтительно в ультракоротких временных масштабах. Эта задача стала фундаментальной проблемой для разработки будущих технологий хранения магнитной информации. Как показано в работах [23, 24], оптическое переключение намагниченности, зависящее от направления круговой поляризации света, может быть присуще не только для некоторых пленок

на основе сплавов редкоземельных металлов с переходными металлами, но и для большего разнообразия материалов, в том числе многослойных и гетероструктурных. Например, в искусственно синтезированных гетероструктурах Co–Ir также продемонстрировано оптическое переключение намагниченности. Данные результаты свидетельствуют о необходимости пересмотра теорий оптического переключения для редкоземельных сплавов и расширяют области исследования по разработке новых материалов для будущего применения, основанного на оптическом изменении магнитного порядка.

Механизм оптического переключения намагниченности может зависеть от количества импульсов света и его поляризации [24]. В частности, в тонких пленках сплава GdCoFe обнаружено, что при однократном импульсе лазера перемагничивание пленки не зависит от поляризации света, в то время как изменение локальной намагниченности, вызванное серией многократных лазерных импульсов длительностью несколько пикосекунд, зависело от поляризации света. Это приводит к мысли, что существует эффект накопительного действия, когда складываются остаточные изменения, инициируемые в намагниченности каждым последующим импульсом. При этом оба эффекта (зависимый и независимый от поляризации) чувствительны к потоку световой энергии, который может регулироваться как аттенуатором, так и толщиной верхнего покровного слоя гетероструктуры FePt [24]. Доминирование одного или другого типа фотомагнитных эффектов в редкоземельных сплавах наблюдается при разных настройках режима лазерной обработки, что доказывает независимость существования каждого из них. В работе [24] указано, что в пленках GdFeCo существенное значение имеет передача энергии от возбужденной лазером подсистемы свободных электронов к тепловому резервуару, состоящему из атомов ионного остова. Скорость этой передачи при коротких пикосекундных лазерных импульсах оказывается недостаточной для выравнивания температуры ионного и электронного резервуаров, что приводит к накоплению разности температур этих резервуаров при накоплении числа импульсов лазера. Таким образом, использование коротких лазерных импульсов для обработки магнитных материалов способно приводить не только к тривиальным последствиям, связанным с нагревом, но и к чисто спиновым эффектам, существенным в магнитных сплавах и обычно игнорируемым в немагнитных металлах.

В России фотомагнитные эффекты, инициируемые короткими лазерными импульсами, интенсивно исследуются. Авторы работы [25] обнаружили полностью оптическое переключение намагниченности в пленках сплава  $\text{Dy}_{0,22}\text{Fe}_{0,68}\text{Co}_{0,1}$ , близкого по составу к сплавам, которые используются для создания магнитов в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. При этом уникальность экспериментов в работе [25] связана с тем, что авторы использовали ультракороткие лазерные импульсы, создавая экстремальные условия для магнитной пленки за время 3 фемтосекунды. На рис. 8 показаны результаты сканирования пленки магнитооптическим микроскопом Керра после ее облучения фемтосекундным лазером. Видны светлые дискообразные области, где намагниченность направлена против намагниченности необлученного материала (темные области) после облучения линейно поляризованными и неполяризованными лазерными импульсами с плотностью энергии 3–6 мДж/см<sup>2</sup>. В экспериментах использовали разное количество импульсов  $N = 1\text{--}20$ , указанное на рис. 8. При плотности оптической энергии 6 мДж/см<sup>2</sup> линейно поляризованный свет не вызывал перемагничивания пленки при большом количестве импульсов, хотя при малом количестве импульсов поляризация света не имела значения. Это означает, что накопление количества импульсов приводит к «стиранию» оптически индуцированной намагниченности. При меньших потоках плотности оптической энергии 3 мДж/см<sup>2</sup> (рис. 8, б) обнаружилось различие между эффективностью фотомагнитного эффекта для лево- и правополяризованного света. Это явление очевидно связано с важной ролью взаимного направления спинов в ферромагнитной пленке и направления поляризации света.

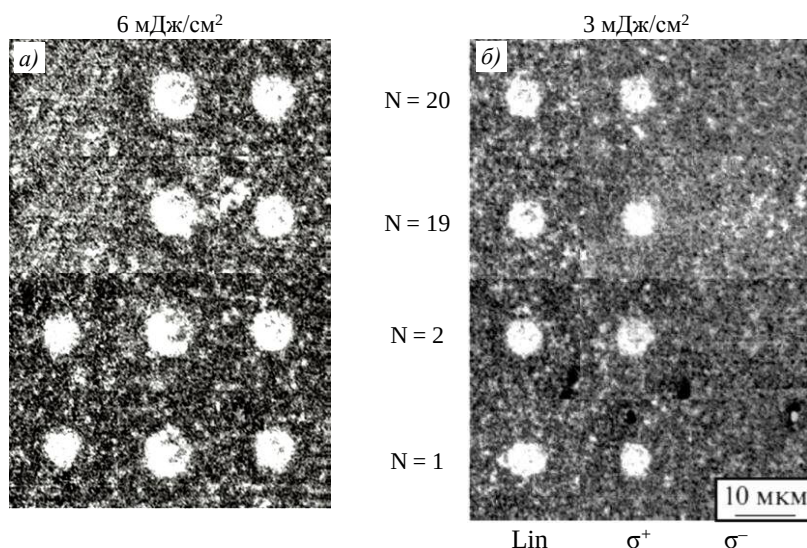


Рис. 8. Области переключения намагниченности  $N$  лазерными импульсами длительностью 3 фемтосекунды и энергией 6 (а) и 3 мДж/см<sup>2</sup> (б) в пленке  $\text{Dy}_{0,22}\text{Fe}_{0,68}\text{Co}_{0,1}$  [25]

Значительные результаты получены в университете ИТМО (г. Санкт-Петербург) [26, 27], в котором исследовано распространение акустических волн, генерируемых в эпицентре лазерного воздействия, где короткий импульс вызывает механическое воздействие на образец. Эта группа фотоакустических магнитных явлений включает еще большее число процессов, вовлеченных в формирование перемагнитенных участков пленки.

В целом исчерпывающего однозначного объяснения фотомагнитным эффектам, происходящим в тонких пленках редкоземельных сплавов, в настоящее время не существует. Это объясняется как сложностью изучаемых явлений, связанных с одновременным протеканием нескольких процессов, так и с необходимостью создания экзотических экстремальных условий для их наблюдения, недоступных для реализации в любой лаборатории.

В работе [28] обсуждается более традиционный «тепловой» механизм переключения намагниченности в пленках FePt. При этом взаимосвязь между поляризацией света и намагниченностью пленки учитывают с помощью эффекта Фарадея, который приводит к разному нагреву пленки в зависимости от ее пропускной способности, регулируемой углом между плоскостью поляризации света и намагниченностью. В результате этого известного эффекта может сложиться ситуация, когда свет плохо проникает через пленку и возникает значительный ее нагрев, который снижает энергетический барьер, связанный с наличием магнитной анизотропии, до значений, достаточных для переключения намагниченности. Если же угол между направлением поляризации света и намагниченностью невелик, то ферромагнитная пленка легко пропускает свет и весь нагрев происходит в подложке, не меняя барьера перемагничивания у пленки FePt. При этом наблюдается значительная чувствительность намагничивания к поляризации и числу лазерных импульсов (рис. 9).

Таким образом, одно из простейших объяснений фотомагнитного эффекта в тонких пленках редкоземельных сплавов – зависимость нагрева пленки от количества энергии, рассеянной на ее поверхности, которое, в свою очередь, зависит от эффекта прохождения света через пленку, управляемого ее намагниченностью, потому что существует эффект Фарадея. При этом достаточно лишь изменить эффективность прохождения света на ~2 % при намагничивании пленки, чтобы объяснить большинство фото-оптических эффектов, приведенных в научно-технической литературе. Имеются также сведения, которые показывают, что лазерная обработка поверхности меняет

условия последующего отражения света от поверхности пленки. В такой ситуации изменение намагниченности пленки отсутствует, а наблюдаемые вариации контраста в микроскопе Керра могут объясняться изменением условий отражения света от поверхности и режима работы микроскопа Керра.

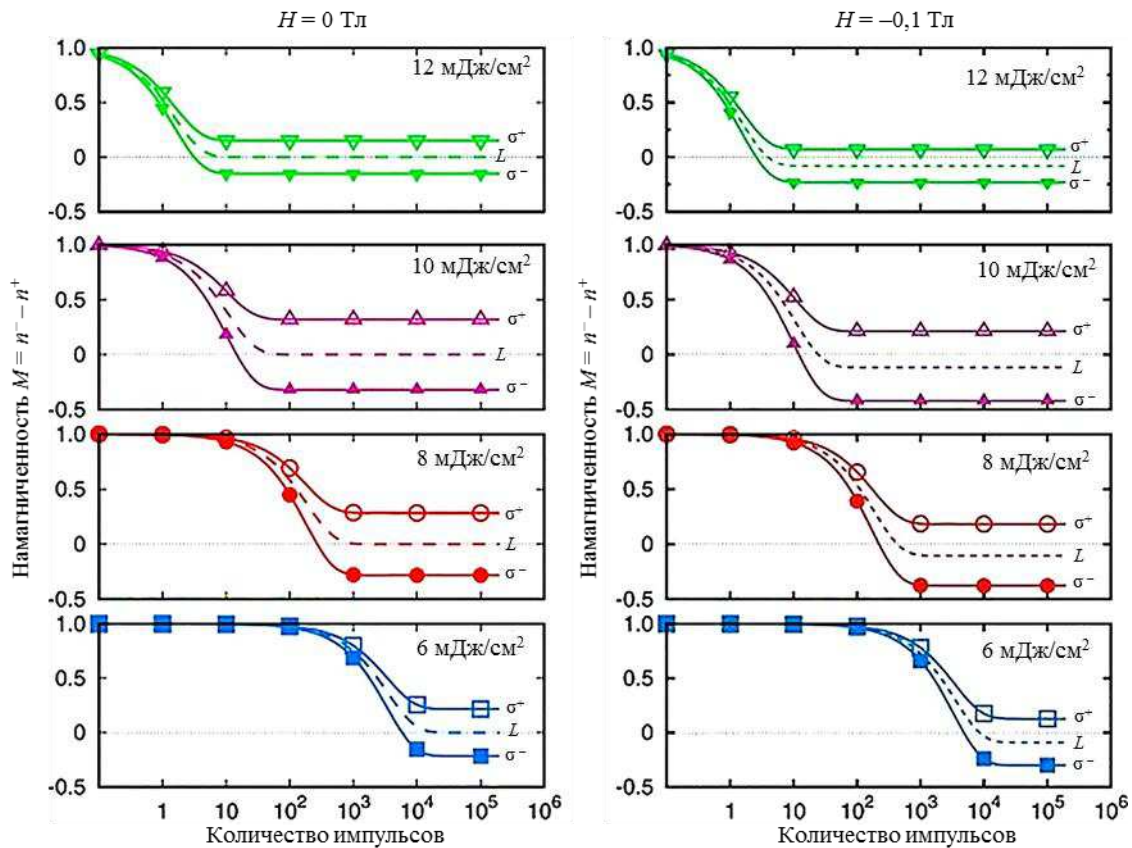


Рис. 9. Временная эволюция намагниченности пленки FePt, начиная с первоначально полностью насыщенного магнитного состояния с большим ( $n^+$ ) или меньшим ( $n^-$ ) поглощением энергии с коэффициентом магнитного кругового дихроизма  $MCD = 5\%$  при нулевом приложенном поле  $H$  и поле  $H = -0,1$  Тл, приложенном в противоположном направлении относительно начальной намагниченности [28]

### Заключения

Лазерные технологии создания и обработки постоянных магнитов и микромагнитов не сводятся к 3D-печати и приданию заданной формы магнитам. Хотя более важным свойством магнита, чем форма, является магнитное текстурирование и направление «легких» и «трудных» осей намагничивания. Лазерная обработка способна менять значительное количество других физико-химических свойств магнитов.

– Лазерная техника позволяет достигать столь коротких импульсов света, что они оказываются короче времени электронной, спиновой и атомной релаксации в магните. В результате между двумя последующими импульсами лазера не успевает установиться тепловое равновесие в упомянутых подсистемах, а неравновесность системы накапливается с увеличением количества импульсов. Это может приводить к избытку спин-поляризованных электронов и к последующей передаче их суммарного углового момента ионам остова в магнитах RE-TM-B и RE-TM [29, 30].

– Высокие скорости нагрева под действием лазерного облучения обеспечивают кратковременное существование термодинамически неравновесных магнитных фаз,

потому что время их распада и фазовой трансформации оказывается больше длительности лазерного импульса. В результате лазерная обработка и последующее резкое охлаждение могут приводить к фиксации необычных фаз, замороженных в сплаве и пребывающих в нем длительное время после лазерной обработки. Процесс нуклеации фаз в условиях сверхбыстрого нагрева создает преимущества для большого разнообразия неравновесных фаз с улучшенными магнитными свойствами. Это дает возможность получать магниты и микромагниты со свойствами, не достижимыми при обычных медленных термообработках [31]. В частности, рекордные скорости нагрева и охлаждения могут наблюдаться в объектах микронного и субмикронного размера, таких как микро- и нанопроволоки.

– Лазерное облучение способно инициировать дополнительные химические процессы как в результате нагрева, так и в результате возбуждения электронной и спиновой подсистем магнита. В частности, химические реакции, запрещенные по спину, вполне могут быть инициированы оптически поляризованным светом при передаче момента импульса от фотонов к спинам электронов. Это может способствовать снятию запрета, например, на реакции с участием кислорода в триплетном состоянии. Поэтому формирование магнитных свойств магнита с помощью лазерных технологий нуждается в контроле химических процессов в сплаве.

– Лазерные аддитивные технологии, доказавшие свою эффективность при создании деталей из немагнитных металлов, должны быть адаптированы для применения к редкоземельным магнитам с учетом химических и физических процессов, инициируемых в магните поляризованным светом [12, 32].

#### Список источников

1. 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: <https://journal.viam.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
4. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. № 3. С. 8–13.
5. Bäuerle D. *Laser Processing and Chemistry*. 4th ed. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011. P. 12. DOI: 10.1007/978-3-642-17613-5\_1.
6. Palneedi H., Park J. H., Maurya D. et al. Laser Irradiation of Metal Oxide Films and Nanostructure Applications and Advances // *Advanced Materials Review*. 2018. P. 1–38.
7. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting Materials and applications // *Applied Physics Reviews – Focused Review*. 2015. Vol. 2. P. 1–21.
8. Sridharan N., Cakmak E., List F.A. et al. Rationalization of solidification mechanism of Nd–Fe–B magnets during laser directed-energy deposition // *Journal of Material Science*. 2018. Vol. 53. P. 8619–8626.
9. Huber C., Sepehri-Amin H., Goertler M. et al. Coercivity enhancement of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration // *Acta Materialia*. 2019. P. 1–17.
10. Perigo E.A., Jacimovic J., García Ferré F., Scherf L.M. Additive Manufacturing of Magnetic Materials // *Additive Manufacturing*. 2019. P. 1–48.
11. Chaudhary V., Mantri S.A., Ramanujan R.V., Banerjee R. Additive Manufacturing of Magnetic Materials // *Progress in Materials Science*. 2020. Vol. 114. P. 1–81.
12. Bittner F., Thielsch J., Drossel W. Laser powder bed fusion of Nd–Fe–B permanent magnets // *Progress in Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 5. No. 3. P. 1–9. URL: <https://doi.org/10.1007/s40964-020-00117-7>.

13. Volegov A.S., Andreev S.V., Selezneva N.V. et al. Additive manufacturing of heavy rare earth free high-coercivity // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 188. P. 733–739.
14. Hopkinson D., Cockburn A., O'Neill W. Fiber laser processing of amorphous rare earth NeFeB magnetic materials // *Conference: ICALEO® 2011: 30th International Congress on Laser Materials Processing, Laser Microprocessing and Nanomanufacturing*. 2011. P. 1233. DOI: 10.2351/1.5062208.
15. Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Локальная кристаллизация под действием одиночного лазерного импульса в аморфных микропроводах PrDyFeCoB // *Физика твердого тела*. 2021. Т. 63. № 8. С. 1105–1114.
16. Xu Y., Wang R., Ma S. et al. Theoretical analysis and simulation of pulsed laser heating at interface // *Journal of Applied Physics*. 2018. Vol. 123. P. 025301. DOI: 10.1063/1.5008963.
17. Croat J., Chraply A.R., Herbst J.F. Crystallization of amorphous Pr<sub>0.27</sub>Co<sub>0.73</sub>: Magnetic properties and laser induced coercivity // *Applied Physics Letters*. 1980. Vol. 37. P. 962. URL: <http://dx.doi.org/10.1063/1.91777>.
18. Molian R., Molian P. Pulsed laser deposition and annealing of Dy–Fe–B thin films on melt-spun Nd–Fe–B ribbons for improved magnetic performance // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2009. Vol. 321. No. 4. P. 241–246. DOI: 10.1016/j.jmmm.
19. Моргунов Р.Б., Коплак О.В., Таланцев А.Д., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А. Феноменология петель магнитного гистерезиса в многослойных микропроводах  $\alpha$ -Fe/DyPrFeCoB // *Труды ВИАМ*. 2019. № 7 (79). Ст. 08. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.
20. Коплак О.В., Куницына Е.И., Валеев Р.А., Королев Д.В., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Ферромагнитные микропровода  $\alpha$ -Fe/(PrDy)(FeCo)B для микроманипуляторов и полимерных композитов // *Труды ВИАМ*. 2019. № 11 (83). Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
21. Королев Д.В., Столянков Ю.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Бахметьев М.В., Дворецкая Е.В., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Магнитные свойства и полосовые домены в микрополосках PrDyFeCoB // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 08. URL: <https://journal.viam.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93.
22. Gerrits Th., Van den Berg M.H.A., Hohlfield J. et al. Ultrafast precessional magnetization reversal by picosecond magnetic field pulse shaping // *Nature*. 2002. Vol. 418. P. 509–512.
23. Mangin S., Gottwald M., Lambert C.-H. et al. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching // *Nature Materials*. 2014. Vol. 13. No. 3. P. 286–292. DOI: 10.1038/nmat3864.
24. Xu Y., Hehn M., Zhao W. et al. From single to multiple pulse all-optical switching in GdFeCo thin films // *Physics Review B*. 2019. Vol. 100. P. 064424.
25. Овчаренко С.В., Якушенкова П.О., Ильина Н.А., Брехова К.А., Семенова Е.М., Вус Анхуа, Мишина Е.Д. Сверхбыстрое переключение магнитного состояния среды единичным фемтосекундным импульсом лазерного излучения в пленках DyFeCo // *Физика металлов и металловедение*. 2019. Т. 120. № 9. С. 899–904.
26. Kalashnikova A.M., Kozub V.I. Exchange scattering as the driving force for ultrafast all-optical and bias-controlled reversal in ferrimagnetic metallic structures // *Physics Review B*. 2016. Vol. 93. P. 054424.
27. Shelukhin L.A., Pertsev N.A., Scherbakov A.V. et al. Laser-Induced Magnetization Precession in Individual Magnetoelastic Domains of a Multiferroic Co<sub>40</sub>Fe<sub>40</sub>B<sub>20</sub>/BaTiO<sub>3</sub> Composite // *Physical Review Applied*. 2020. Vol. 14. P. 034061.
28. Ellis O.A.M., Fullerton E.E., Chantrell R.W. All-optical switching in granular ferromagnets caused by magnetic circular dichroism // *Scientific Reports*. 2016. Vol. 6. P. 30522.
29. Davies C.S., Janssen T., Mentink J.H. et al. Pathways for Single-Shot All-Optical Switching of Magnetization in Ferrimagnets // *Physical Review Applied*. 2002. Vol. 13. P. 024064.
30. Wang C., Liu Y. Ultrafast optical manipulation of magnetic order in ferromagnetic materials // *Nano Convergence*. 2020. Vol. 7. P. 35. DOI: 10.1186/s40580-020-00246-3.
31. Chu K., Jin Z. Q., Chakka V.M., Liu J.P. Rapid magnetic hardening by rapid thermal annealing in NdFeB-based nanocomposites // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2005. Vol. 38. No. 22. P. 4009–4014.

32. Kolb T., Huber F., Akbulut B. et al. Laser Beam Melting of NdFeB for the production of rare-earth magnets // 2016 6th International Electric Drives Production Conference (EDPC). 2016. P. 34–40. DOI: 10.1109/EDPC.2016.7851311.

### References

1. Korolev D.V., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Bak-radze 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: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-44-60.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
4. Kablov E.N. Russia Needs New Generation Materials. *Redkiye zemli*, 2014, no. 3, pp. 8–13.
5. Bäuerle D. *Laser Processing and Chemistry*. 4<sup>th</sup> ed. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2011, p. 12. DOI: 10.1007/978-3-642-17613-5\_1.
6. Palneedi H., Park J. H., Maurya D. et al. Laser Irradiation of Metal Oxide Films and Nanostructure Applications and Advances. *Advanced Materials Review*, 2018, pp. 1–38.
7. Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L. et al. Review of selective laser melting Materials and applications. *Applied Physics Reviews – Focused Review*, 2015, vol. 2, pp. 1–21.
8. Sridharan N., Cakmak E., List F.A. et al. Rationalization of solidification mechanism of Nd–Fe–B magnets during laser directed-energy deposition. *Journal of Material Science*, 2018, vol. 53, pp. 8619–8626.
9. Huber C., Sepehri-Amin H., Goertler M. et al. Coercivity enhancement of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration. *Acta Materialia*, 2019, vol. 172, pp. 66–77.
10. Perigo E.A., Jacimovic J., García Ferré F., Scherf L.M. Additive Manufacturing of Magnetic Materials. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 30, pp. 1–48.
11. Chaudhary V., Mantri S.A., Ramanujan R.V., Banerjee R. Additive Manufacturing of Magnetic Materials. *Progress in Materials Science*, 2020, vol. 114, pp. 1–81.
12. Bittner F., Thielsch J., Drossel W. Laser powder bed fusion of Nd–Fe–B permanent magnets. *Progress in Additive Manufacturing*, 2020, vol. 5, no. 3, pp. 1–9. DOI: 10.1007/s40964-020-00117-7.
13. Volegov A.S., Andreev S.V., Selezneva N.V. et al. Additive manufacturing of heavy rare earth free high-coercivity. *Acta Materialia*, 2020, vol. 188, pp. 733–739.
14. Hopkinson D., Cockburn A., O'Neill W. Fiber laser processing of amorphous rare earth NdFeB magnetic materials. Conference: ICALEO® 2011: 30th International Congress on Laser Materials Processing, Laser Microprocessing and Nanomanufacturing, 2011, pp. 1233. DOI: 10.2351/1.5062208.
15. Korolev D.V., Piskorsky V.P., Valeev R.A., Koplak O.V., Morgunov R.B. Local crystallization under the action of a single laser pulse in amorphous PrDyFeCoB microwires. *Fizika tverdogo tela*, 2021, vol. 63, no. 8, pp. 1105–1114.
16. Xu Y., Wang R., Ma S. et al. Theoretical analysis and simulation of pulsed laser heating at interface. *Journal of Applied Physics*, 2018, vol. 123, pp. 025301. DOI: 10.1063/1.5008963.
17. Croat J., Chraply A.R., Herbst J.F. Crystallization of amorphous Pr<sub>0.27</sub>Co<sub>0.73</sub>: Magnetic properties and laser induced coercivity. *Applied Physics Letters*, 1980, vol. 37, pp. 962. DOI: 10.1063/1.91777.
18. Molian R., Molian P. Pulsed laser deposition and annealing of Dy–Fe–B thin films on melt-spun Nd–Fe–B ribbons for improved magnetic performance. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2009, vol. 321, vol. 4, pp. 241–246. DOI: 10.1016/j.jmmm.
19. Morgunov R.B., Koplak O.V., Talantsev A.D., Korolev D.V., Piskorskij V.P., Valeev R.A. The phenomenology of the magnetic hysteresis loops in multilayer microwires  $\alpha$ -Fe/DyPrFeCoB. *Trudy VIAM*, 2019, no. 7 (79), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-67-75.

20. Koplak O.V., Kunitsyna E.I., Valeev R.A., Korolev D.V., Piskorskii V.P., Morgunov R.B. Ferromagnetic microwires  $\alpha$ -Fe/(PrDy)(FeCo)B for micromanipulators and polymer composites. Trudy VIAM, 2019, no. 11 (83), paper no. 7. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-60-67.
21. Korolev D.V., Stolyankov Yu.V., Piskorsky V.P., Valeev R.A., Bahmetiev M.V., Dvorezskaya E.V., Koplak O.V., Morgunov R.B. Magnetic properties and magnetic strip domains in micro stripes PrDyFeCoB. Aviation materials and technologies, 2021, no. 3 (64), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 11, 2021). ). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-86-93.
22. Gerrits Th., Van den Berg M.H.A., Hohlfield J. et al. Ultrafast precessional magnetization reversal by picosecond magnetic field pulse shaping. Nature, 2002, vol. 418, pp. 509–512.
23. Mangin S., Gottwald M., Lambert C.-H. et al. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching. Nature Materials, 2014, vol. 13, no. 3, pp. 286–292. DOI: 10.1038/nmat3864.
24. Xu Y., Hehn M., Zhao W. et al. From single to multiple pulse all-optical switching in GdFeCo thin films. Physics Review B, 2019, vol. 100, pp. 064424.
25. Ovcharenko S.V., Yakushenkova P.O., Ilyina N.A., Brekhova K.A., Semenova E.M., Vus Ankhua, Mishina E.D. Ultrafast switching of the magnetic state of a medium by a single femtosecond laser pulse in DyFeCo films. Fizika metallov i metallovedenie, 2019, vol. 120, no. 9, pp. 899–904.
26. Kalashnikova A.M., Kozub V.I. Exchange scattering as the driving force for ultrafast all-optical and bias-controlled reversal in ferrimagnetic metallic structures. Physics Review B, 2016, vol. 93, pp. 054424.
27. Shelukhin L.A., Pertsev N.A., Scherbakov A.V. et al. Laser-Induced Magnetization Precession in Individual Magnetoelastic Domains of a Multiferroic  $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}/\text{BaTiO}_3$  Composite. Physical Review Applied, 2020, vol. 14, pp. 034061.
28. Ellis O.A.M., Fullerton E.E., Chantrell R.W. All-optical switching in granular ferromagnets caused by magnetic circular dichroism. Scientific Reports, 2016, vol. 6, p. 30522.
29. Davies C.S., Janssen T., Mentink J.H. et al. Pathways for Single-Shot All-Optical Switching of Magnetization in Ferrimagnets. Physical Review Applied, 2020, vol. 13, p. 024064.
30. Wang C., Liu Y. Ultrafast optical manipulation of magnetic order in ferromagnetic materials. Nano Convergence, 2020, vol. 7, p. 35. DOI: 10.1186/s40580-020-00246-3.
31. Chu K., Jin Z. Q., Chakka V.M., Liu J.P. Rapid magnetic hardening by rapid thermal annealing in NdFeB-based nanocomposites. Journal of Physics D: Applied Physics, 2005, vol. 38, no. 22, pp. 4009–4014.
32. Kolb T., Huber F., Akbulut B. et al. Laser Beam Melting of NdFeB for the production of rare-earth magnets. 6<sup>th</sup> International Electric Drives Production Conference (EDPC), 2016, pp. 34–40. DOI: 10.1109/EDPC.2016.7851311.

*Информация об авторах*

**Моргунов Роман Борисович**, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Королев Дмитрий Викторович**, старший научный сотрудник, д.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Валеев Руслан Анверович**, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Пискорский Вадим Петрович**, заместитель начальника лаборатории по науке, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

*Information about the authors*

**Roman B. Morgunov**, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Dmitry V. Korolev**, Senior Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Ruslan A. Valeev**, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Vadim P. Piskorsky**, Deputy Head of Laboratory of Science, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.12.2021.  
The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 20.12.2021.

Научная статья

УДК 678.83

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-91-101

**ВЛИЯНИЕ ФАКТОРОВ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ АНТИФРИКЦИОННОГО ОРГАНОПЛАСТИКА ОРГАЛОН АФ-1М***А.Ч. Кан<sup>1</sup>, Г.С. Кулагина<sup>1</sup>, Т.Р. Аюпов<sup>1</sup>, Г.Ф. Железина<sup>1</sup>*

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

**Аннотация.** Исследовано влияние климатических факторов, воды и технических жидкостей на прочность соединения антифрикционного органоластика с металлической основой. Установлено, что сохранение прочности при сдвиге связующего АФК-101 и прочности при отслаивании органоластика от металлической подложки составляет 60–82 % после длительного воздействия указанных сред, что свидетельствует о надежности соединения антифрикционного органоластика с металлической подложкой в составе тяжело нагруженных подшипников скольжения при эксплуатации в условиях воздействия факторов внешней среды.

**Ключевые слова:** антифрикционные органоластики, климатические факторы, подшипники скольжения, адгезия

**Для цитирования:** Кан А.Ч., Кулагина Г.С., Аюпов Т.Р., Железина Г.Ф. Влияние факторов внешней среды на характеристики антифрикционного органоластика Оргалон АФ-1М // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-91-101.

Scientific article

**THE INFLUENCE OF ENVIRONMENTAL FACTORS ON THE CHARACTERISTICS OF ANTIFRICTION ORGANOPLASTY ORGALON AF-1M***A.Ch. Kan<sup>1</sup>, G.S. Kulagina<sup>1</sup>, T.R. Ayupov<sup>1</sup>, G.F. Zhelezina<sup>1</sup>*

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

**Abstract.** The influence of climatic factors, water and industrial fluids on the strength of the connection of antifriction organic plastics with a metal base is investigated. It was found that the preservation of the shear strength of the binder AFK-101 and the strength when peeling the organic plastics from the metal substrate are 60–82 % after prolonged exposure in these environments, which indicates the reliability of the connection of the antifriction organic plastics with the metal substrate in the composition of heavily loaded plain bearings during operation under the influence of environmental factors.

**Keywords:** antifriction organic plastics, climatic factors, sliding bearings, adhesion

**For citation:** Kan A.Ch., Kulagina G.S., Ayupov T.R., Zhelezina G.F. The influence of environmental factors on the characteristics of antifriction organoplasty Orgalon AF-1M. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-91-101.

### **Введение**

Обеспечение надежности эксплуатации в составе авиационных конструкций – одно из основных требований, предъявляемых к материалам авиационного назначения. При разработке полимерных композиционных материалов необходимо обеспечить их устойчивость к воздействию факторов внешней среды. Эта проблема является особо важной для материалов, предназначенных для силовых ответственных элементов конструкций [1–3].

Тяжелонагруженные узлы трения скольжения являются особо ответственными конструктивными элементами вертолетов и самолетов. К ним относятся различного рода шарниры и приводы, используемые в системах управления и механизации летательных аппаратов. В конструкциях самолетов – это приводы и шарниры руля, воздухозаборника, стабилизатора, закрылка, а также подшипники опоры крыла, пилона и др. В вертолетах тяжелонагруженными узлами трения скольжения являются шарниры крепления демпфера лопастей и внешней подвески, шарниры стоек шасси, подшипники рычага и управления шагом рулевого винта и др. [4, 5].

Для конструкций, работающих в условиях трения и износа, важной технической проблемой является обеспечение работоспособности без применения смазки, т. е. в условиях сухого трения, так как это позволяет значительно снизить затраты на их изготовление и эксплуатацию [6–9].

В машиностроении широко используется самосмазывающийся антифрикционный материал – металлофторопласт, который представляет собой стальную основу с нанесенным пористым слоем бронзы толщиной до 0,4 мм. Поры металла заполнены фторопластом, содержащим дисульфит молибдена, обеспечивающим работоспособность узла трения без смазки [10]. Для авиационной техники применение антифрикционного металлофторопласта ограничено из-за его небольшого ресурса при высоких нагрузках, которым подвергаются авиационные узлы трения скольжения.

Для авиационной техники разработан и широко внедрен антифрикционный органопластик марки Оргалон АФ-1М, представляющий собой тонкослойный композиционный материал, армированный тканью из полимерных нитей. Армирующая ткань сконструирована из двух типов полимерных нитей: полиимидных и политетрафторэтиленовых. Полиимидные нити выполняют в армирующей ткани функцию силового каркаса, политетрафторэтиленовые – предназначены для обеспечения низкого коэффициента трения при отсутствии смазки.

В составе антифрикционного органопластика используется фенолокаучуковое связующее АФК-101, обеспечивающее монолитность полимерного композита и его адгезионное соединение с металлической основой.

Основные технические характеристики органопластика Оргалон АФ-1М следующие:

- коэффициент трения 0,08–0,10;
- предельная нагрузочная способность 40–100 МПа;
- предельная скорость перемещения сопряженных поверхностей 0,05 м/с;
- прочность при отслаивании от металлической подложки (нержавеющая сталь, титановый сплав, конструкционная сталь) 0,12–0,31 Н/м.

Узлы трения на основе антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М отличаются высокой стабильностью трибологических характеристик: коэффициент трения практически не изменяется до полного износа органопластика. При эксплуатации подшипников отсутствует износ контртела. Органопластик Оргалон АФ-1М не вызывает коррозии сталей 12Х18Н9Т и 30ХГСА, алюминиевых и титановых сплавов.

Ресурс подшипников с использованием антифрикционного органопластика в 2,0–2,3 раза больше, чем с металлофторопластом [5].

Полуфабрикатом антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М является препрег, изготавливаемый путем пропитки армирующей ткани раствором связующего. Препрег имеет длительную жизнеспособность: 1 год в холодильнике при температуре не более 8 °С. Нанесение антифрикционного органопластика на металлическую основу осуществляется различными технологическими способами (автоклавное формование, прямое прессование, формование в оснастке), в процессе которых одновременно происходит отверждение органопластика и его адгезионное соединение с металлической подложкой.

Антифрикционный органопластик Оргалон АФ-1М рекомендован для применения не только для изготовления тяжело нагруженных самосмазывающихся узлов трения скольжения, но и для защиты от фреттинг-коррозии контактирующих поверхностей металлов, номинально неподвижных, но испытывающих небольшие периодические относительные перемещения, а также в качестве герметизирующих и антифрикционных прокладок в различных механизмах и агрегатах.

Тяжелонагруженные узлы трения с использованием антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М имеются в конструкциях практически всех российских вертолетов серий Ка и Ми. В конструкциях самолетов семейств Ту и Су с использованием материала Оргалон АФ-1М изготовлены втулки в кронштейнах отклонения, тяги, втулки в управлении закрылками, шарниры амортизаторов и системы убирания носового и основного шасси и др.

Накопленный опыт эксплуатации показал высокую эффективность применения антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М в тяжело нагруженных узлах трения авиационных конструкций: повышение в 2–5 раз ресурс подвижных соединений и их надежности в условиях повышенной запыленности, что особенно важно в конструкциях вертолетов. Применение Оргалона АФ-1М позволяет сократить время и затраты на техническое обслуживание и ремонт, уменьшить количество деталей, металлоемкости и габаритов подшипников.

Важным вопросом для обеспечения надежности эксплуатации подшипников скольжения в составе авиационной техники является сохранение характеристик антифрикционного органопластика при воздействии неблагоприятных факторов внешней среды: атмосферной влаги, технических жидкостей и др.

Известно, что при воздействии внешних факторов на полимерные композиционные материалы возможны поглощение влаги, изменение толщины, нарушение адгезионных связей и другие процессы, свойственные климатическому старению полимеров [11–13].

Цель данной работы – изучение влияния климатических факторов и воздействия технических жидкостей на свойства антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М. В статье приведены сведения о характеристиках антифрикционного органопластика после термо- и тепловлажностного старения, длительной выдержке в воде и технических жидкостях.

### Материалы и методы

Объектами исследования являются антифрикционные покрытия из органопластиков Оргалон АФ-1М-260 и Оргалон АФ-1М-500, отличающиеся толщиной. Для изготовления антифрикционных органопластиков используется фенолформальдегидное модифицированное нитрильным каучуком связующее АФК-101 и армирующие ткани артикулов 5392-81 и 5387/2-79.

Изготовление органоластика Оргалон АФ-1М осуществляли в два этапа: пропитка ткани на установке ЛУП-1000 и формование органоластика на металлической подложке в прессе в соответствии с методикой изготовления образцов по ТУ 1-595-11-391–2006.

Для анализа влияния факторов внешней среды на свойства антифрикционного материала проводили экспозицию образцов в различных условиях:

- камера тропического климата – циклический режим испытаний: 8 ч при температуре  $50 \pm 5$  °С и влажности 100 % + 12 ч при температуре  $20 \pm 5$  °С и влажности 100 % + 8 ч при температуре  $20 \pm 5$  °С и влажности 65 %;
- камера солевого тумана – распыление 5 %-ного раствора NaCl, время распыления 3 мин, периодичность распыления 20 мин, температура в камере 35 °С;
- термическое старение при температурах 70 и 200 °С;
- вода, бензин, керосин, синтетическое и минеральное масло при температуре  $23 \pm 2$  °С.

Механические испытания антифрикционных органоластиков проводили на испытательных машинах Тиратест-2200 и РКМ-50 в соответствии с ГОСТ 14759–69 и ОСТ 190315–83.

### Результаты и обсуждение

При эксплуатации тяжело нагруженных подшипников скольжения важно обеспечить надежное сцепление антифрикционного органоластика с металлической основой, в том числе при воздействии повышенных температур и факторов внешней среды. Прочность соединения антифрикционного органоластика с металлом зависит от уровня адгезии отвержденного полимерного связующего АФК-101 к металлической подложке, от прочности самой полимерной матрицы и ее адгезии к армирующим полимерным волокнам.

Для оценки адгезионной прочности полимерной матрицы АФК-101 с металлической подложкой определяли предел прочности при межслойном сдвиге образцов клеевого соединения металлических пластин, в котором в качестве клея использовали связующее АФК-101. Для комплексной оценки прочности соединения антифрикционного органоластика с металлической подложкой с учетом прочности полимерной матрицы и ее взаимодействия с армирующими волокнами определяли прочность при отслаивании слоя антифрикционного органоластика от металла.

В табл. 1–5 приведены данные о влиянии различных факторов (температуры, влажности, среды) на прочность при сдвиге клеевого соединения, выполненного связующим АФК-101.

Как видно из данных табл. 1, предел прочности при сдвиге для связующего АФК-101 зависит от типа металлической подложки: при склеивании стали (нержавеющей или конструкционной) значения предела прочности при сдвиге больше, чем при склеивании титановых сплавов.

Таблица 1

**Предел прочности при сдвиге связующего АФК-101  
в зависимости от типа склеиваемых металлических сплавов**

| Материал подложки     | Предел прочности при сдвиге, МПа |
|-----------------------|----------------------------------|
| Нержавеющая сталь     | 22,6                             |
| Конструкционная сталь | 23,9                             |
| Титановые сплавы      | 11,9                             |

Известно, что клеям как полимерным композиционным материалам свойственна зависимость механических характеристик от температуры и продолжительности нагрева [14]. Как показано в табл. 2, у связующего АФК-101 наблюдается снижение прочности при сдвиге с 20,6 до 10,8 МПа при повышении температуры с  $-60$  до  $+200$  °С. При температуре 200 °С прочность при сдвиге сохраняется на уровне 48 % от значения при комнатной температуре.

Таблица 2

**Предел прочности при сдвиге клеевого соединения АФК-101**

| Материал подложки | Предел прочности при сдвиге, МПа, при температуре испытания, °С |      |      |      |      |      |      |
|-------------------|-----------------------------------------------------------------|------|------|------|------|------|------|
|                   | $-60$                                                           | 20   | 60   | 80   | 120  | 150  | 200  |
| Сталь 12Х18Н9Т    | 20,6                                                            | 22,6 | 21,6 | 21,1 | 17,7 | 15,8 | 10,8 |

В табл. 3 приведены данные об изменении предела прочности при сдвиге для связующего АФК-101 при длительном воздействии повышенных температур. Нагрев при 70 °С в течение 70 ч не влияет на значение предела прочности при сдвиге связующего АФК-101. При нагреве при температуре 200 °С в течение 150 ч происходит снижение прочности до уровня 19 % от исходного значения.

Таблица 3

**Предел прочности при сдвиге клеевого соединения АФК-101 после термостарения**

| Материал подложки | Предел прочности при сдвиге, МПа, при температуре, °С |      |      |      |     |     |
|-------------------|-------------------------------------------------------|------|------|------|-----|-----|
|                   | 70                                                    |      |      | 200  |     |     |
|                   | за время экспозиции, ч                                |      |      |      |     |     |
|                   | 300                                                   | 500  | 1000 | 25   | 75  | 150 |
| Сталь 12Х18Н9Т    | 21,4                                                  | 22,9 | 21,6 | 11,9 | 8,4 | 4,3 |

При использовании связующего АФК-101 в производстве подшипников важным является возможность его длительного хранения. В табл. 4 показано, что в течение 12 мес выдержки связующего АФК-101 при комнатной температуре не происходит существенного изменения предела прочности при сдвиге клеевого соединения на его основе.

Таблица 4

**Предел прочности при сдвиге связующего АФК-101 в зависимости от срока его хранения при комнатной температуре**

| Материал подложки | Предел прочности при сдвиге, МПа, за время хранения, мес |      |      |      |      |
|-------------------|----------------------------------------------------------|------|------|------|------|
|                   | в исходном состоянии                                     | 2    | 6    | 8    | 12   |
| Сталь 12Х18Н9Т    | 22,6                                                     | 20,7 | 21,6 | 19,6 | 20,6 |

Одним из требований, предъявляемых к материалам авиационных конструкций, является стойкость к различным техническим жидкостям, которые могут попадать на детали в процессе эксплуатации, а также способность сохранять высокий уровень свойств после воздействия факторов внешней среды [15, 16].

На рис. 1 и в табл. 5 приведены результаты исследования влияния воды, топлива и смазочных жидкостей, а также условий, имитирующих тропический и морской климат, на предел прочности при сдвиге связующего АФК-101. Установлено, что после 3 мес экспозиции в данных средах сохранение значений предела прочности при сдвиге связующего АФК-101 составляет от 68 до 82 %.

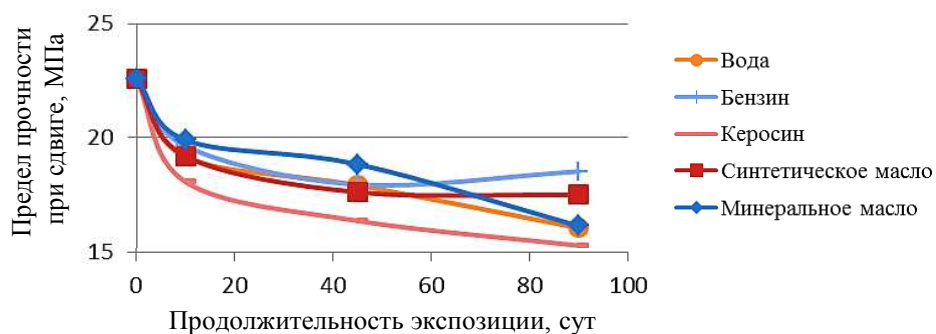


Рис. 1. Влияние среды на предел прочности при сдвиге связующего АФК-101 (материал подложки – нержавеющая сталь)

Таблица 5

**Предел прочности при сдвиге связующего АФК-101  
в зависимости от условий, имитирующих тропический и морской климат**

| Материал подложки | Предел прочности при сдвиге, МПа, за время экспозиции в камере тропиков, мес |      |      |      |
|-------------------|------------------------------------------------------------------------------|------|------|------|
|                   | в исходном состоянии                                                         | 1    | 2    | 6    |
| Сталь 12Х18Н9Т    | 22,6                                                                         | 16,9 | 14,9 | 14,8 |

Следует отметить, что при испытаниях клеевого соединения, выполненного связующим АФК-101, как в исходном состоянии, так и после воздействия различных внешних факторов (воды, технических жидкостей, климатических факторов) разрушение образцов носит когезионный характер, т. е. происходит преимущественно по слою полимерной матрицы.

Таким образом, проведенные исследования показали, что связующее АФК-101, используемое в составе самосмазывающегося антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М, характеризуется высокой адгезионной способностью по отношению к металлическим сплавам и имеет высокую стойкость к воздействию факторов внешней среды. Сохранение значений предела прочности при сдвиге составляет 68–82 % после экспозиции в воде и технических жидкостях и 66 % после выдержки в камере тропического климата.

Известно, что свойства полимерных композиционных материалов в значительной степени зависят от взаимодействия связующего с армирующими волокнами и состояния границы раздела «волокно–связующее» [17–19].

В структуре антифрикционного органопластика присутствуют внутренние границы раздела компонентов «связующее–полиимидное волокно» и «связующее–политетрафторэтиленовое волокно». Наличие армирующих волокон и границы раздела между волокнами и полимерной матрицей способны оказывать существенное влияние на поведение композиционного материала при воздействии механических нагрузок и факторов внешней среды.

Для оценки влияния армирующих волокон на прочность соединения антифрикционного органопластика с металлической основой проводили испытания на отслаивание органопластика от металлической подложки [20]. В табл. 6 и на рис. 2 показаны исходные значения прочности при отслаивании антифрикционного органопластика от металла и уровень сохранения этой характеристики после воздействия воды, топлива и масла.

Таблица 6

**Прочность при отслаивании антифрикционного органоластика Оргалон АФ-1М  
от металлической основы**

| Материал подложки     | Прочность при отслаивании, Н/м, для органоластика |                   |
|-----------------------|---------------------------------------------------|-------------------|
|                       | Оргалон АФ-1М-260                                 | Оргалон АФ-1М-500 |
| Нержавеющая сталь     | 0,21–0,29                                         | 0,19–0,21         |
| Конструкционная сталь | 0,22–0,31                                         | 0,20–0,22         |
| Титановые сплавы      | 0,15–0,17                                         | 0,11–0,17         |

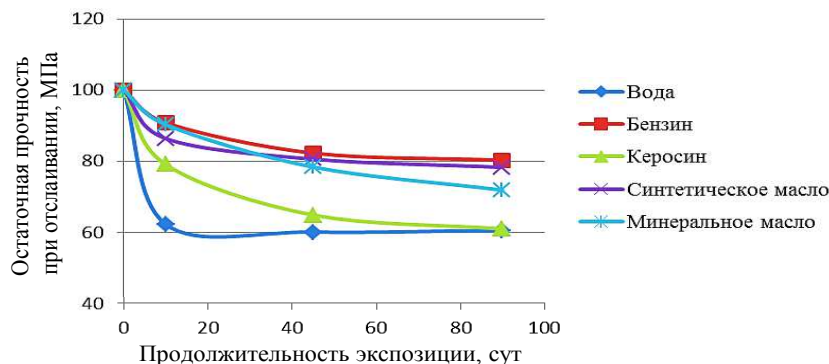


Рис. 2. Влияние среды на остаточную прочность при отслаивании антифрикционного органоластика Оргалон АФ-1М от металлической подложки из нержавеющей стали

На рис. 3 представлен уровень сохранения прочности при отслаивании после воздействия факторов внешней среды – условий, имитирующих тропический климат.

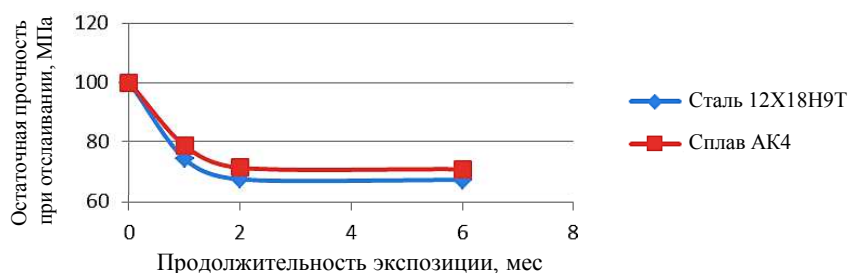


Рис. 3. Влияние тропической среды на прочность при отслаивании антифрикционного органоластика Оргалон АФ-1М от металлической подложки

На рис. 4 представлен уровень сохранения этой характеристики после воздействия камеры солевого тумана.

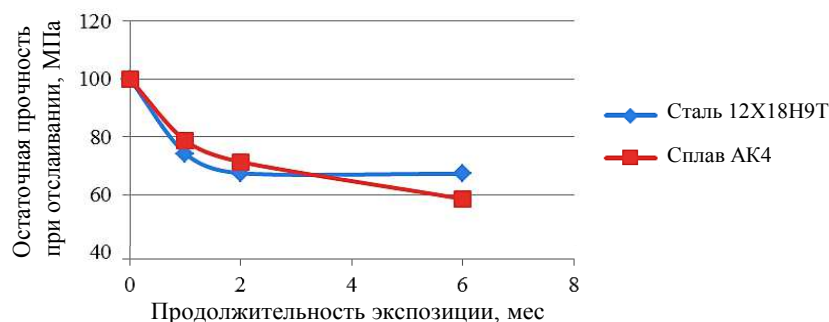


Рис. 4. Влияние камеры солевого тумана на прочность при отслаивании антифрикционного органоластика Оргалон АФ-1М от металлической подложки

Установлено, что наибольшее снижение значений предела прочности при отслаивании антифрикционного органопластика от металлической подложки наблюдается после выдержки в камере солевого тумана, при этом остаточная прочность при отслаивании составляет 59 % после выдержки в течение 8 мес.

На рис. 5 приведены результаты, показывающие уровень сохранения прочности клеевого соединения АФК-101 и прочности при отслаивании антифрикционного органопластика от металлической подложки после воздействия различных факторов (вода, топливо, масло, температура, солевой туман). Установлено, что присутствие в антифрикционном органопластике полимерных волокон не оказывает существенного влияния на изменение прочности соединения органопластика с металлической подложкой. Уровень сохранения значений предела прочности при отслаивании органопластика от металла составляет от 61 до 80 % после длительного воздействия агрессивных сред, что свидетельствует об эксплуатационной надежности соединения антифрикционного органопластика с металлической основой в составе тяжело нагруженных подшипников скольжения при воздействии факторов внешней среды.

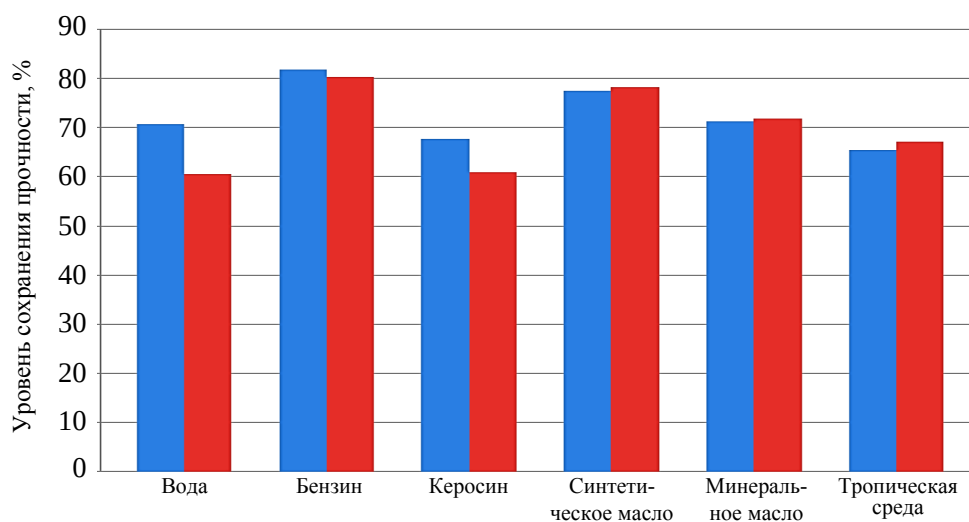


Рис. 5. Сохранение прочности при сдвиге связующего АФК-101 (■) и прочности при отслаивании антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М (■) от металлической подложки после воздействия различных факторов

### Заключения

Эксплуатационная надежность тяжело нагруженных подшипников скольжения в значительной степени зависит от прочности соединения антифрикционного органопластика с металлической основой и стабильности этой характеристики в условиях воздействия внешних факторов. Исследовано изменение прочности при межслойном сдвиге образцов клеевого соединения АФК-101 и прочности при отслаивании антифрикционного органопластика Оргалон АФ-1М от металлической подложки под влиянием длительного воздействия повышенных температур, воды и технических жидкостей.

Установлено, что связующее АФК-101 обладает высокой стабильностью адгезионной прочности к металлической подложке: сохранение значений предела прочности при сдвиге составляет 68–82 % после экспозиции в условиях повышенной влажности, выдержки в воде и технических жидкостях. Прочность при отслаивании

антифрикционного органопластика от металлической подложки в аналогичных условиях сохраняется на уровне от 61 до 80 % от исходного значения.

Проведенные исследования свидетельствуют о надежности соединения антифрикционного органопластика с металлической подложкой в составе тяжело нагруженных подшипников скольжения при эксплуатации в условиях воздействия факторов внешней среды – повышенной температуры, влажности и технических жидкостей.

#### Список источников

1. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. I. Оценка влияния значимых факторов воздействия // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 12. С. 7–16.
2. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П., Пономаренко С.А. Антиадгезионные покрытия и их свойства // Труды ВИАМ. 2018. № 12 (72). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-88-96.
3. Силаева А.А., Кузнецова В.А., Железняк В.Г., Куршев Е.В. Исследование адгезии функциональных лакокрасочных покрытий для защиты поверхности ПКМ // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-59-66.
4. Кулагина Г.С., Коробова А.В., Ильичев А.В., Железина Г.Ф. Физические и физико-механические свойства антифрикционного органопластика на основе комбинированного тканого наполнителя и эпоксидного связующего // Труды ВИАМ. 2017. № 10 (58). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-8-8.
5. Соломенцева А.В., Фадеева В.М., Железина Г.Ф. Антифрикционные органопластики для тяжело нагруженных узлов трения скольжения авиационных конструкций // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 2 (41). С. 30–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-30-34.
6. Машков Ю.К., Овчар З.Н., Байбарацкая М.Ю., Мамаев О.А. Полимерные композиционные материалы в триботехнике. М.: ООО «Недра-Бизнесцентр», 2004. 262 с.
7. Воронков Б.Д. Подшипники сухого трения. Л.: Машиностроение, 1979. 224 с.
8. Юдин А.С. Разработка износостойких, антифрикционных органотекстолитов на основе полиоксидазольных тканей и полимер-минеральных модификаторов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: ИНЭОС РАН, 2013. 20 с.
9. Адаменко Н.А., Агафонова Г.В. Триботехнические полимерные материалы. Волгоград: ВолгГТУ, 2013. 107 с.
10. Бобарикин Ю.Л., Шишков С.В. Способ изготовления полосового антифрикционного металлофторопластового материала // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. 2011. № 3. С. 3–9.
11. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4 (37). С. 38–52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
12. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
13. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Кротов А.С., Кириллов В.Н. Климатическое старение композиционных материалов авиационного назначения. III. Значимые факторы старения // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 1. С. 34–40.
14. Петрова А.П., Малышева Г.В. Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги: учеб. пособие / под науч. ред. Е.Н. Каблова. М.: ФГУП «ВИАМ», 2017. 472 с.
15. Каблов Е.Н. Материалы для авиакосмической техники // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2007. № 5. С. 7–27.

16. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
17. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности «волоконно–матрица» в углепластиках на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 4 (57). С. 80–86. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.11.2021). DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
18. 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.
19. Анисимов А.В., Бахарева В.Е., Балышко И.В., Гинзбург Б.М., Кирик Е.В., Точильников Д.Г. Характеристики органопластиков на основе фенольной матрицы и оксоланового волокна // Вопросы материаловедения. 2006. № 2. С. 113–118.
20. Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Путьтский 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.

### References

1. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of polymer composite materials for aviation purposes. I. Evaluation of the influence of significant factors of influence. Deformatsiya i razrusheniye materialov, 2019, no. 12, pp. 7–16.
2. Mukhametov R.R., Petrova A.P., Ponomarenko S.A. Anti-adhesive coatings and their properties. Trudy VIAM, 2018, no. 12 (72), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-88-96.
3. Silaeva A.A., Kuznetsova V.A., Zheleznyak V.G., Kurshev E.V. Research of adhesion and adhesive durability of functional paint coatings for protection of polymer composite surface. Trudy VIAM, 2021, no. 9 (103), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-59-66.
4. Kulagina G.S., Korobova A.V., Ilichev A.V., Zhelezina G.F. Physical and physico-mechanical properties of antifriction organoplastics based on combined fabric filler and epoxy binder. Trudy VIAM, 2017, no. 10 (58), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 16, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-8-8.
5. Solomentseva A.V., Fadeeva V.M., Zhelezina G.F. Antifriction organoplastics for heavy loaded sliding friction units of aircraft structures. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2016, no. 2, pp. 30–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-30-34.
6. Mashkov Yu.K., Ovchar Z.N., Baibaratskaya M.Yu., Mamaev O.A. Polymer composite materials in tribotechnics. Moscow: Nedra-Businesscenter, 2004, 262 p.
7. Voronkov B.D. Dry friction bearings. Leningrad: Mashinostroenie, 1979, 224 p.
8. Yudin A.S. Development of wear-resistant, anti-friction organo-textolites based on polyoxadiazole fabrics and polymer-mineral modifiers: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow: INEOS RAN, 2013. 20 p.
9. Adamenko N.A., Agafonova G.V. Tribotechnical polymeric materials. Volgograd: VolgGTU, 2013, 107 p.
10. Bobarikin Yu.L., Shishkov S.V. Method for manufacturing a strip antifriction metal-fluoroplastic material. Vestnik Gomelskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. P.O. Sukhogo, 2011, no. 3, pp. 3–9.
11. 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.
12. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58.

13. Kablov E.N., Startsev V.O., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of aviation composite materials. III. Significant factors of aging. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2011, no. 1, pp. 34–40.
14. Petrova A.P., Malysheva G.V. Adhesives, adhesive binders and adhesive prepregs: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017. 472 p.
15. Kablov E.N. Materials for aerospace engineering. *Vse materialy. Entsiklopedicheskiy spravochnik*, 2007, no. 5, pp. 7–27.
16. Kablov E.N. Materials and chemical technologies for aviation equipment. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2012, vol. 82, no. 6, pp. 520–530.
17. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Experimental research of «fiber–matrix» adhesion strength in carbon fiber epoxy/polysulphone composite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
18. 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.
19. Anisimov A.V., Bakhareva V.E., Balyshko I.V. et al. Characteristics of organoplastics based on a phenol matrix and oxolane fiber. *Voprosy materialovedeniya*, 2006, no. 2, pp. 113–118.
20. 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.

*Информация об авторах*

**Кан Алексей Чангирович**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Кулагина Галина Серафимовна**, старший научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Аюпов Тимур Ринатович**, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Железина Галина Федоровна**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

*Information about the authors*

**Alexey Ch. Kan**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Galina S. Kulagina**, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Timur R. Ayupov**, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Galina F. Zhelezina**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.12.2021.

The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 21.12.2021.

Научная статья

УДК 621.924.93

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120

## СПОСОБЫ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ (обзор)

В.С. Дышенко<sup>1</sup>, К.И. Донецкий<sup>1</sup>, М.И. Минибаев<sup>1</sup>, Т.Р. Абляз<sup>2</sup>, Е.С. Шлыков<sup>2</sup>, В.В. Ширяев<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», Пермь, Россия; enter@pstu.ru

**Аннотация.** Полимерные композиционные материалы (ПКМ) находят все большее применение в различных отраслях промышленности. Вместе с тем необходимы знания по обработке ПКМ. Представлен обзор не только традиционных способов обработки ПКМ (разрезка абразивными кругами с охлаждением и без него, фрезерование на станке с числовым программным управлением), но и нетрадиционных способов, таких как гидроабразивная резка и электроэрозионная обработка. Описаны технологические особенности различных способов обработки ПКМ, представлено сравнение режимов резания и раскрыты их технологические приемы.

**Ключевые слова:** полимерные композиционные материалы, технология электроэрозионной обработки, фрезерование композитов, гидроабразивная резка, резание, абразив, расслоение

**Для цитирования:** Дышенко В.С., Донецкий К.И., Минибаев М.И., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Ширяев В.В. Способы механической и электроэрозионной обработки полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120.

Scientific article

## METHODS OF MECHANICAL AND ELECTRICAL DISCHARGE MACHINING OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS (review)

V.S. Dyshenko<sup>1</sup>, K.I. Donetskiy<sup>1</sup>, M.I. Minibaev<sup>1</sup>, T.R. Ablyaz<sup>2</sup>, E.S. Shlykov<sup>2</sup>, V.V. Shiryaev<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia; enter@pstu.ru

**Abstract.** Polymer composite materials (PCM) are increasingly being used in various industries. At the same time, knowledge of PCM processing is needed in order not to negate these advantages. An overview of traditional PCM processing methods is presented: cutting with abrasive wheels with and without cooling, milling on a numerically controlled machine, as well as such unconventional methods as: abrasive water jet cutting (AWJ) and electrical discharge machining (EDM). Technological features, comparison of cutting modes are described and technological techniques are disclosed.

**Keywords:** polymer composite materials, electrical discharge machining processing technology, milling of composites, abrasive water jet cutting, cutting, abrasive, delamination

**For citation:** Dyshenko V.S., Donetskiy K.I., Minibaev M.I., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Shiryaev V.V. Methods of mechanical and electrical discharge machining of polymer composite materials (review). Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120.

### Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) находят все большее применение во всех отраслях промышленности во всем мире. Отличительным их преимуществом является то, что материал, изделие и технологию его изготовления создают за один технологический цикл [1–11]. Но даже таким образом полученная деталь из ПКМ нуждается в механической обработке.

Разнообразие ПКМ (угле-, органо-, стеклопластиков и т. п.), применяемых в проектируемых конструкциях [5–8], требует особого подхода при выборе технологии изготовления, конструкций оснастки, инструментов и способов контроля качества готовых изделий.

Одним из сдерживающих факторов использования ПКМ для изготовления перспективных изделий является ограниченность технологических возможностей по их обработке. Сложности механической обработки определяются специфическими физико-механическими свойствами армированных волокном слоистых пластиков. В процессе изготовления отверстий связующее скалывается на кромках отверстий из-за развития высоких температур и неэффективного охлаждения поверхности в зоне обработки, при этом открывается доступ к наполнителю, что приводит к дальнейшему разрушению в открытой части кромки среза, делая зону вокруг отверстия дефектной, а изделие — с ухудшенными эксплуатационными свойствами.

### Резка абразивным диском с охлаждением и без него

Разрезание листовых заготовок из композиционных материалов применяют для получения изделий требуемых геометрических размеров, а также для удаления грата по контуру плиты, образованного в процессе формования (рис. 1) [12–18].



Рис. 1. Оборудование для разрезания плит из ПКМ: а – отрезной станок с водяным охлаждением; б – отрезной станок

Наиболее производительный метод разрезания композиционных материалов — разрезание абразивными кругами (рис. 2).

Разрезание абразивными кругами листовых заготовок из ПКМ позволяет обеспечить точность изготовления изделий с допуском на размер 0,1 мм. Высокой производительности достигают благодаря незначительным временным затратам на вспомогательные операции подготовительных действий перед непосредственным процессом резания по сравнению, например, с изготовлением на фрезерных станках.



Рис. 2. Абразивные корундовый (а) и алмазный (б) круги

Для разрезания можно применять абразивные круги толщиной 1–4 мм из карборунда на вулканитовой и бакелитовой связках. Рекомендуемая частота вращения – в диапазоне от 2500 до 3500 об/мин в зависимости от толщины заготовки и типа ПКМ.

Обработка стекло- и углепластиков сопровождается сильным изнашиванием абразивного круга, которое заключается как в интенсивном изнашивании связки, приводящем к выпадению отдельных зерен, так и в истирании самих зерен. Такое воздействие на абразивный круг обусловлено наличием в ПКМ армирующих волокон. Кроме того, на корундовом круге наблюдается явление наростообразования частицами деструкции полимера, интенсивность которого зависит от охлаждения обычной водой. Однако следует иметь в виду, что применение охлаждения для стеклопластиков недопустимо из-за такого их свойства, как водопоглощение, приводящего к изменению характеристик материала. Для разрезания без охлаждения рекомендуется использовать алмазные отрезные круги (рис. 2, б). Кроме того, применение алмазного отрезного круга для разрезания стеклопластиков демонстрирует увеличение их производительности в несколько раз и стойкости в десятки раз, по сравнению с корундовым кругом, без снижения качества обработки.

Податливость резанию боропластиков, а также гибридных материалов, в состав которых входят борные волокна, значительно меньше по сравнению со стекло- и углепластиковыми. Твердость борных волокон соизмерима с твердостью абразивного компонента, входящего в состав абразивных кругов. Высокая вязкость материала, сравнительно низкая теплопроводность, повышенная теплоемкость определяют характер его резания и изнашивания круга. Если при резании углепластика происходит деструкция связки зерен и, как следствие, их выпадение при сравнительно малом наростообразовании на круге, то при резании органопластика основной причиной потери кругом режущей способности является интенсивное наростообразование на поверхности зерен и в межзеренном пространстве продуктов деструкции полимера.

Низкая теплопроводность органопластика (уже на расстоянии 0,15–0,20 мм от зоны резания температура материала близка к температуре окружающей среды), а также высокая водостойкость по сравнению с другими композиционными материалами требуют при его разрезании обильного водяного охлаждения.

### **Фрезерование ПКМ на станке с числовым программным управлением**

Для изготовления изделий из ПКМ со сложной геометрической формой используют фрезерный станок с числовым программным управлением (ЧПУ) (рис. 3). Принимая во внимание специфические свойства композиционных материалов, можно утверждать, что данный вид оборудования позволяет изготовить изделия в пределах устанавливаемого допуска, однако при учете некоторых технологических особенностей обработки.



Рис. 3. Фрезерно-гравировальный станок с числовым программным управлением

### **Прижим листовых заготовок из ПКМ**

Одним из преимуществ ПКМ по сравнению с металлами является их упругость. В то же время данное свойство имеет негативное значение при обработке заготовок из ПКМ. Надежная фиксация заготовки, обеспечивающая минимальное воздействие сил упругих деформаций на процесс механической обработки, является одной из технологических особенностей обработки изделий из ПКМ.

Приспособления, используемые для крепления заготовок из ПКМ, должны отвечать следующим требованиям: обеспечивать плотную и надежную фиксацию заготовки к опорным плоскостям, не допускать колебаний заготовки в зоне резания, придавать жесткость заготовке, способствовать уменьшению влияния упругих деформаций на процесс резания.

Для заготовок, имеющих теоретический контур сечения профиля поверхности, изготавливают специальное приспособление, соответствующее указанным требованиям (рис. 4). Изготавливать такое приспособление целесообразно в том случае, если оно позволяет получить значительный выигрыш в сокращении временных издержек на вспомогательные операции, к которым относятся затраты времени на установку заготовки и снятие готовой детали, что возможно при серийном производстве. Необходимость в изготовлении подобного приспособления также может быть обусловлена невозможностью фиксации заготовки каким-либо иным образом.



Рис. 4. Приспособление для изготовления детали из ПКМ, имеющей сложную форму профиля

Для заготовок в форме листа прижим осуществляют с использованием вакуумной установки, в составные части которой входят вакуумная помпа, вакуумный стол и картон-подложка. Система вакуумной установки представляет собой вакуумный стол, смонтированный на столе станка; в вакуумном столе выполнено отверстие, к которому подсоединяют армированный шланг, который в свою очередь подсоединяют к вакуумной помпе (рис. 5).

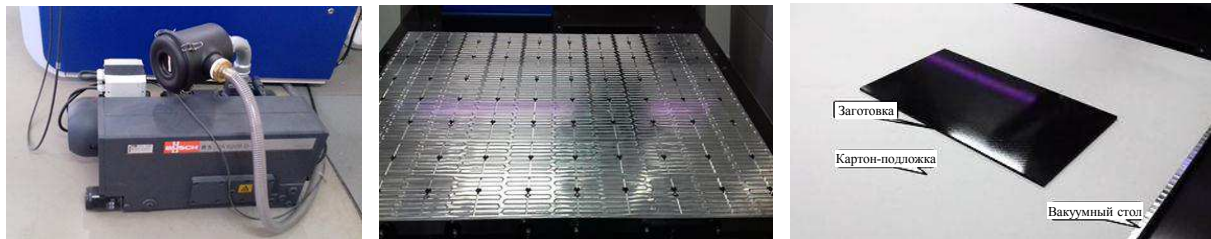


Рис. 5. Вакуумная установка

Усилия, создаваемого вакуумной помпой, достаточно для надежной фиксации заготовки на столе станка, однако при обработке малоразмерной детали этого усилия уже не хватит для ее удержания. На финишном проходе, когда режущий инструмент срезает слой материала, который соединяет деталь с материалом заготовки, прижимного вакуумного усилия в зоне площади этой детали становится недостаточно, поэтому силы резания впоследствии сдвигают ее от первоначального положения. Для решения данной проблемы прибегают к использованию перемычек (рис. 6). Количество и размер перемычек подбирают исходя из соображений надежности нахождения детали в начальном положении и при воздействии на нее сил резания, что в свою очередь зависит как от размера самой детали, так и от ее геометрической формы. Далее перемычку удаляют с помощью шкурки или надфиля.

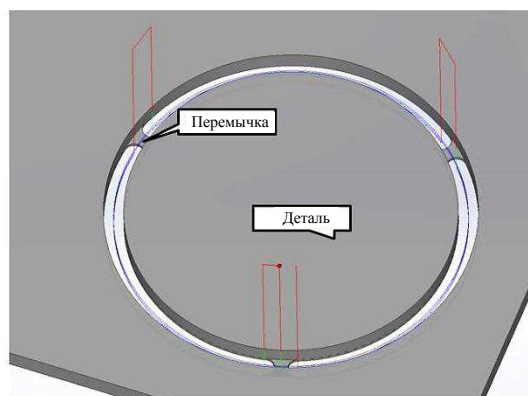


Рис. 6. Деталь с перемычками

В качестве приспособления для прижима листовой заготовки могут быть использованы прихваты. Однако в этом способе крепления упругие свойства полимерных слоистых пластиков могут в наибольшей степени негативно сказаться на процессе фрезерования, поскольку усилия сосредоточены только в точках прижима и не распределены по всей площади поверхности прижимаемого листа заготовки. Данный способ крепления лучше применять для листовых заготовок толщиной от 5 мм и более.

Обеспечить вырезание деталей из листовой заготовки, не прибегая к использованию перемычек, возможно при использовании скотча. На подложке гравером

размечаются контуры деталей, затем внутрь приклеивается скотч (главное – не допустить при этом попадание скотча на траекторию резания). Далее поверх скотча укладывают листовую заготовку. Очевидным недостатком данного способа является трудоемкость подготовительных операций. Помимо этого, зазор, образованный толщиной скотча, не обеспечивает плотного прилегания, что приводит к отслаиванию нижнего слоя по контуру обработанной кромки детали.

### Инструмент для обработки ПКМ

Режущий инструмент для фрезерования ПКМ изготавливают из материалов, обладающих высокой устойчивостью к абразивному износу. К таким инструментальным материалам наряду с твердыми сплавами относят кубический нитрид бора и поликристаллические алмазы (Poly Crystal Diamond – PCD). Кроме того, для повышения стойкости на твердосплавный инструмент наносят алмазоподобное покрытие. В настоящее время на рынке режущего инструмента представлена целая линейка фрез, разработанных специально для фрезерования композиционных материалов. Они различаются по геометрической конфигурации, направлению спирали, напылению износостойкого покрытия и т. д.

Анизотропия свойств ПКМ, особенности термической восприимчивости и сильное абразивное воздействие обуславливают при их фрезеровании специфический характер износа инструмента. Износ инструмента приводит к отклонению формы по цилиндричности в том случае, когда деталь круглая (рис. 7). [19] Для получения качественного контура изделия обработку выполняют в две операции. Черновую операцию проводят с припуском рашпильной фрезой (рис. 8). Чистовую операцию выполняют фрезой с PCD-пластиной (рис. 9) [20]. Другим вариантом может стать применение жертвенной подложки из податливого резанию материала – в этом случае инструмент погружается в подложку на глубину, компенсирующую износ инструмента.

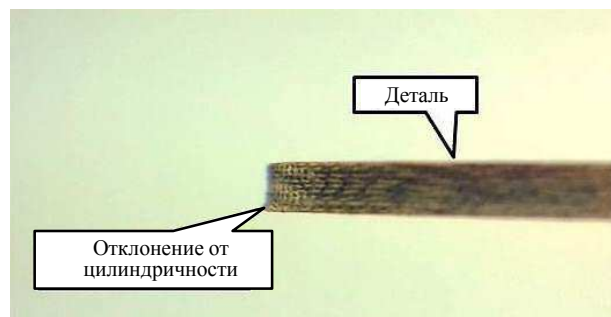


Рис. 7. Отклонение формы детали

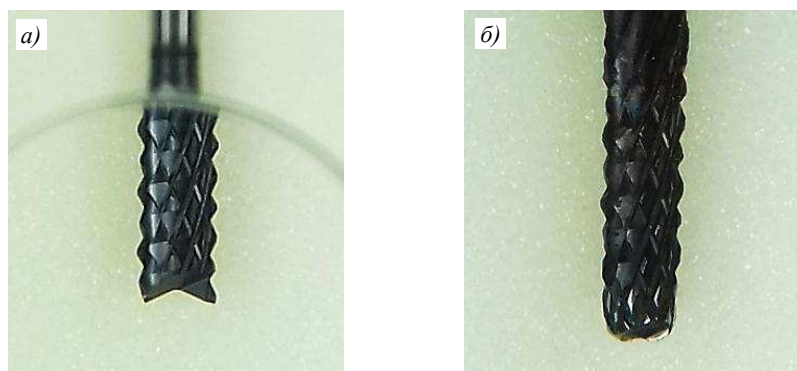


Рис. 8. Рашпильные фрезы: а – новая; б – после обработки ПКМ



Рис. 9. Фреза с поликристаллической алмазной пластиной

В процессе фрезерования истирающее свойство ПКМ воздействует на режущие кромки инструмента, постепенно притупляя их, что приводит к увеличению трения. В результате в зоне резания выделяется большое количество тепла, что в итоге приводит к образованию прижогов на кромках обрабатываемой заготовки. Прижоги также могут быть следствием неправильного назначения режимов резания. Критерием затупления инструмента принято считать образование на кромках явных заусенцев, деламинации, прижогов и других дефектов. Нарботка опыта фрезерования материала конкретного типа и марки позволяет производить смену инструмента до появления дефектов.

Схема армирования наполнителя и состав матрицы полимерных слоистых пластинок определяют процесс отделения срезаемого режущим инструментом материала, от которого в свою очередь зависит отвод тепла из зоны резания, силы резания и, как следствие, точность и качество обработанного контура.

### Гидроабразивная резка

Типовая система оборудования гидроабразивной резки (ГАР) изображена на рис. 10. Система состоит из следующих компонентов: несущие опоры, изготовленные из нержавеющей стали; резервуар с водой, имеющий функцию ловушки; быстросъемные опорные ребра, на которые укладывается заготовка; портал для перемещения режущей головки по осям X и Y; вертикальная подача по оси Z (в некоторых моделях предусмотрены круговое вращение и наклон режущей головки); насос высокого давления; блок управления с программным обеспечением [21].



Рис. 10. Станок гидроабразивной резки

Процесс создания абразивной струи высокого давления является сложным гидродинамическим процессом и заключается в следующем. Насос высокого давления сжимает воду, которая подается в сопло. Затем водная струя, попадая в смесительную камеру, захватывает поступающий туда же из дозирочного устройства абразивный порошок. Далее гидроабразивная суспензия нагнетается в смесительное сопло диаметром  $\sim 1$  мм и выстреливает из отверстия дюзы со скоростью  $\sim (900\text{--}1200)$  м/с. Диафрагма дюзы выполнена из рубина, сапфира или алмаза (рис. 11). Какие-либо дефекты на режущей головке недопустимы, в противном случае головка не выработает положенный ресурс или мгновенно выйдет из строя. Немаловажным фактором является фильтрация воды, поскольку это также влияет на ресурс режущей головки и всей системы оборудования в целом.



Рис. 11. Дюза с диафрагмой из рубина

Высокоскоростная гидроабразивная струя является универсальным режущим инструментом и может быть применена для резки ПКМ. В работе [22] представлено исследование гидроабразивного резания углепластика толщиной 2, 4 и 8 мм при режимах давления 200 и 400 МПа. За критерий оценки принят такой дефект, как максимальная длина трещины, образовавшейся при резании при давлении 200 и 400 МПа (рис. 12).

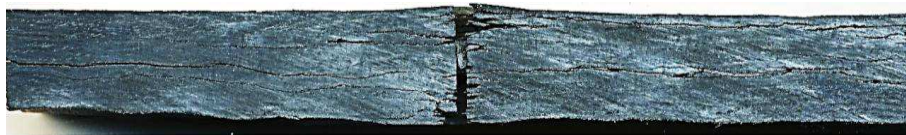


Рис. 12. Пример образования трещины после пробоя на станке гидроабразивной резки в образце углепластика толщиной 8 мм при давлении 400 МПа

Замечен также факт попадания зерен абразива в трещины образцов (рис. 13). Поэтому при применении ГАР для получения готового изделия следует обратить внимание на данную проблему, которая может привести к ухудшению физико-механических свойств, таких как трещиностойкость, прочность, и, следовательно, к снижению эксплуатационных характеристик изделия по таким показателям, как надежность и долговечность.

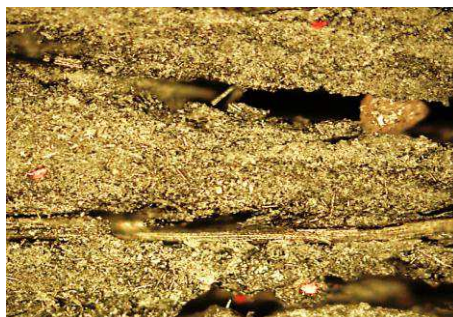


Рис. 13. Пример проникновения зерен абразива в трещины углепластика

Анализ полученных результатов измерений длин трещин свидетельствует о том, что давление 200 МПа является более предпочтительным (см. таблицу).

**Максимальные длины трещин образцов углепластика различной толщины  
при разных режимах давления, образовавшихся при резании**

| Сторона нахождения трещин максимальной длины | Значение длины трещины, мм, образцов толщиной, мм |    |    |     |    |    |
|----------------------------------------------|---------------------------------------------------|----|----|-----|----|----|
|                                              | 2                                                 | 4  | 8  | 2   | 4  | 8  |
|                                              | при давлении, МПа                                 |    |    |     |    |    |
|                                              | 200                                               |    |    | 400 |    |    |
| Слева                                        | 3,5                                               | 6  | 24 | 4   | 13 | 36 |
| Справа                                       | 7                                                 | 11 | 36 | 8   | 22 | 35 |

Кроме того, при давлении 400 МПа наблюдалось большее (по сравнению с режимом резки при давлении 200 МПа) проникновение зерен абразива в образующиеся трещины углепластика.

Гидроабразивная резка полимерных армированных пластиков имеет следующие преимущества:

- отсутствие зоны теплового воздействия;
- отсутствие заусенцев и разламывания ткани;
- возможность резки термочувствительных материалов;
- отсутствие механического режущего инструмента, кромки которого непрерывно изнашиваются;
- снижение отходов материала (количества стружки);
- небольшая ширина пропила, обеспечивающая плотное размещение и оптимальное использование материала;
- отсутствие запыленности рабочего места;
- экологичность процесса резания (отсутствие углеродной пыли);
- возможность обработки различных типов материала;
- возможность изготовления изделия фигурного профиля.

### Электроэрозионная обработка

Еще одним способом, позволяющим проводить качественную обработку ПКМ, является электроэрозионная обработка (ЭЭО) [23–27]. Согласно ГОСТ 25331–82, данная технология заключается в изменении формы, размеров, шероховатости и свойств поверхности заготовки под действием электрических разрядов в результате электрической эрозии. Выходные данные процесса ЭЭО напрямую зависят от режимов обработки, физико-механических свойств обрабатываемого материала и электрода-инструмента (ЭИ), а также от площади обрабатываемой поверхности.

В настоящее время технологию ЭЭО можно применять для обработки материалов с ограниченной токопроводностью, в том числе для ПКМ. Международный опыт использования ЭЭО свидетельствует о возможностях обработки композиционных материалов, однако обоснованные научные и технологические данные, позволяющие прогнозировать показатели качества обработанной поверхности ПКМ и показатели производительности обработки, практически отсутствуют. Отсутствуют также и технологические рекомендации для обработки нового поколения ПКМ российского производства методом ЭЭО. Не в полной мере изучено изменение структуры обработанной поверхности ПКМ при воздействии единичного импульса в процессе данной технологии.

Объектом исследования при ЭЭО ПКМ является изготовленный методом автоклавного формования конструкционный углепластик марки ВКУ-29 на основе

равнопрочной углеродной ткани фирмы Porcher с поверхностной плотностью  $200 \pm 10$  г/м<sup>2</sup> и связующего марки ВСЭ-1212, разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Согласно работе [28] углепластик марки ВКУ-29 рекомендуется при изготовлении деталей и изделий гражданской авиационной техники, в том числе деталей силовых конструкций планера, таких как крыло, центроплан, элементы механизации и звукопоглощающие конструкции двигателя. Такой ПКМ может эксплуатироваться в диапазоне температур от  $-60$  до  $+120$  °С с кратковременным забросом температуры до  $150$  °С. Уровень сохранения его свойств при максимальной рабочей температуре  $120$  °С достаточно высокий и составляет по пределам прочности при растяжении 89 %, при сжатии 82 %, при изгибе 71 % [19, 20].

В работе представлено исследование процесса обрабатываемости углепластика ВКУ-29 тремя видами ЭИ, обладающими различными составом и физико-механическими свойствами.

Экспериментальные исследования проводили в лаборатории ЭЭО на базе ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». Для проведения исследований использовали копировально-прошивной электроэрозионный станок Electronica Smart CNC. В качестве рабочей жидкости выбрали трансформаторное масло марки И-20А. Процесс ЭЭО производили на трех режимах: *тах*, *med* и *min* при силе тока 8, 2 и 0,5 А соответственно; параметр продолжительности действия импульса (150 мкс) и напряжение (100 В) оставались постоянными. Выбраны ЭИ трех видов: первый выполнен из графита марки ЭГ (по ГОСТ 4426–80); второй – из композиционных материалов типа псевдосплава системы «медь + коллоидный графит», а в качестве основы использовали порошки меди ПМС-1 (по ГОСТ 49-60–75) и сухого коллоидного графита марки С-1 (по ТУ 113-08-48-63–90); третий – из меди марки М1 (по ГОСТ 1173–2006).

Эксперименты по ЭЭО углепластика марки ВКУ-29 каждым из ЭИ повторяли по три раза. Выявлено, что ЭЭО ПКМ на режиме *тах*, вне зависимости от материала ЭИ, сопровождается интенсивным горением материала. Процесс ЭЭО проходит нестабильно. На поверхности образца из ПКМ можно наблюдать наличие прижогов. При данной обработке ПКМ при силе тока 2 и 4 А отмечают стабильное искрообразование, а также отсутствие следов прижогов на обработанной поверхности.

Установлено, что при ЭЭО ПКМ графитовым ЭИ можно наблюдать интенсивное наростообразование на поверхности ЭИ при обработке на всех режимах. На рис. 14 показана поверхность ПКМ после ЭЭО графитовым ЭИ на режиме *med* при силе тока 4 А.



Рис. 14. Поверхность углепластика марки ВКУ-29 после электроэрозионной обработки графитовым электродом-инструментом на режиме *med*

Установлено, что при ЭЭО углепластика ВКУ-29 графитовым ЭИ образуются слои материала, имеющие разорванные участки и волокна, а также выступающие за границы обработанной поверхности. Присутствие таких дефектов является недопустимым

при изготовлении ответственных деталей и изделий из ПКМ. При снижении мощности и режима обработки (переход на режим min) количество дефектов уменьшается не в полной мере.

При ЭЭО ПКМ медным ЭИ можно наблюдать стабильное искрообразование на режимах med и min при силах тока 4 и 2 А соответственно. Обработанная поверхность ПКМ представлена на рис. 15.



Рис. 15. Поверхность углепластика марки ВКУ-29 после электроэрозионной обработки медным электродом-инструментом на режиме med

Снижение количества дефектов на поверхности ПКМ наблюдается после ЭЭО медным ЭИ в сравнении с обработкой графитовым ЭИ. Присутствуют частичные дефекты в виде вырванного волокна ПКМ.

Электроэрозионная обработка ПКМ композитным ЭИ характеризуется высокими показателями качества рельефа на обработанной поверхности (рис. 16).

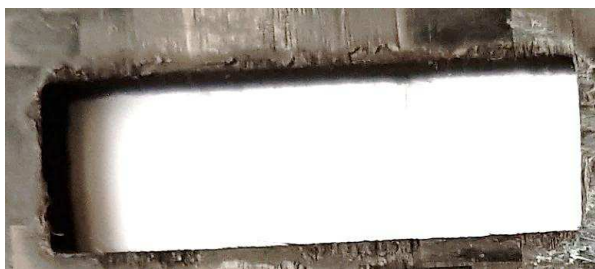


Рис. 16. Поверхность углепластика марки ВКУ-29 после электроэрозионной обработки композитным электродом-инструментом на режиме med

Показано, что при ЭЭО композитным ЭИ на обработанной поверхности ПКМ практически отсутствуют разорванные слои и ворсистость, кроме того, нет необходимости в дальнейшей чистовой обработке. В результате можно наблюдать эффект «спекания» волокна ПКМ после такой обработки. Электроэрозионная обработка проходила со стабильным искрообразованием без возникновения наростов на рабочих поверхностях ЭИ.

Отсутствие разрывов волокон и ворсистости на поверхности ПКМ позволяет сделать вывод о возможности применения технологии ЭЭО композитным ЭИ изделий из углепластика марки ВКУ-29.

В связи с тем, что в процессе ЭЭО ПКМ возможны разрушение и расслаивание поверхностного слоя, разработан альтернативный способ ЭЭО изделий и деталей из ПКМ через защитный токопроводящий слой – «маску». Выдвинуто предположение о том, что качество и точность обрабатываемых отверстий в ПКМ во время ЭЭО возможно регулировать с помощью дополнительной защиты обрабатываемого материала

сплошным тонким листом-«маской». В качестве «маски» может выступать накладка из токопроводящего материала. «Маска» также может быть с отверстием, ранее созданным аналогично отверстию заданного профиля в обрабатываемом материале.

Проведены эксперименты по обрабатываемости поверхности ПКМ методом ЭЭО с применением специальной «маски» с отверстием и без него.

В случае применения «маски» без отверстия до обработки поверхность ПКМ плотно закрывают сплошным листом – накладкой из токопроводящего и интенсивно теплопроводящего материала. В качестве данных материалов могут выступать кремнистая сталь, алюминий и т. д. толщиной 1–1,5 мм для обеспечения сохранения поверхности с обеих сторон листа в исходном состоянии – без прижогов и деформации, а также для увеличения скорости и производительности обработки (рис. 17).

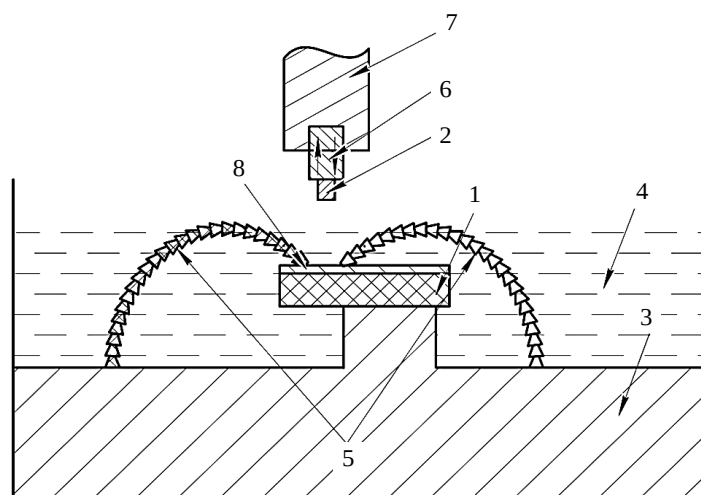


Рис. 17. Электроэрозионная обработка ПКМ с помощью плотно закрепленного на нем сплошного листа-«маски» (1 – ПКМ; 2 – электрод-инструмент; 3 – рабочий стол; 4 – трансформаторное масло; 5 – сопла; 6 – державка; 7 – патрон; 8 – лист-«маска»)

Тонкий лист достаточно легко деформируется, а более толстый требует более длительного времени на обработку. Первоначально получают отверстия в накладываемом листе, затем продолжают ЭЭО прошивкой и задают отверстия уже по шаблону с этим отверстием. В обрабатываемом ПКМ получают заданные параметры отверстия. Электроэрозионная обработка, проводимая с помощью данного метода, позволяет получить поверхности кромок с обеих сторон листа ПКМ без прижогов. Можно также наблюдать бездефектную исходную структуру и минимальную шероховатость на поверхности отверстия (рис. 18).

Установлено, что толщина «маски» в пределах 1–12 мм позволяет ускорить процесс ЭЭО и получить бездефектную поверхность с обеих сторон ПКМ. Становится также возможным повышение качества и точности профилирования обработки получаемого отверстия.

Во втором случае предварительно создают лист-«маску» с отверстием из токопроводящего, теплопроводного материала толщиной 1–2 мм со сквозными отверстиями в нем и заданным электродом профилем. На лист ПКМ плотно закрепляют полученный тонкий лист-«маску» с отверстием. Электроэрозионную обработку проводят, опуская сначала ЭИ в готовое отверстие, а затем создают сквозное или глухое отверстие на обрабатываемой поверхности листа ПКМ.

Установлена возможность с помощью данного способа получать поверхность изделия с обеих сторон обрабатываемого листа ПКМ в исходном состоянии, края

отверстия – ровными, кромку отверстия – без дефектов (рис. 18) и обеспечивать минимальную шероховатость поверхности ПКМ.

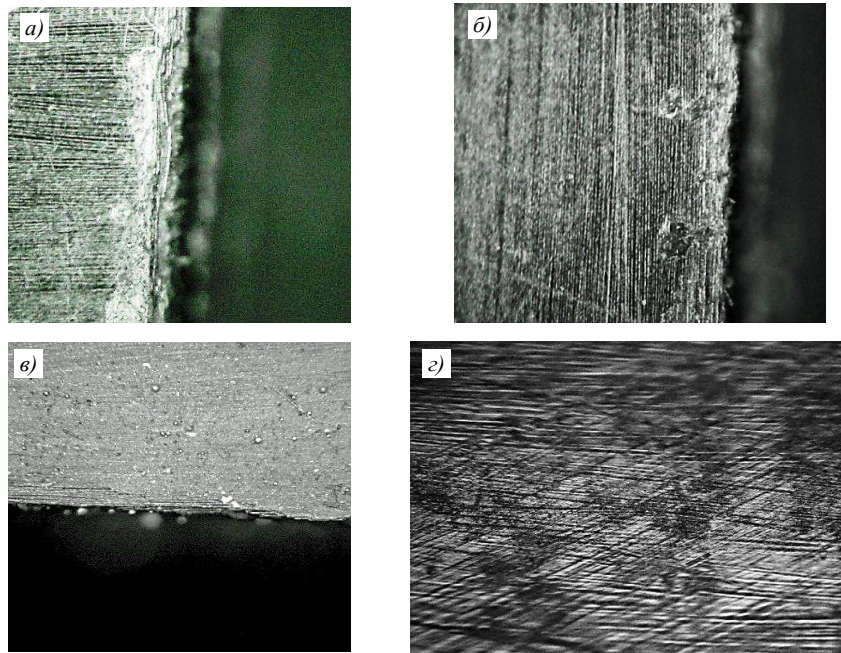


Рис. 18. Поверхности ПКМ после электроэрозионной обработки через «маску» в зоне обработки (кромка) после прошивки отверстия (а, в) и в отверстии (б, г; общий вид)

Данный метод ЭЭО позволяет обеспечить повышенное качество поверхности ПКМ в зоне обработки (без реакции связующего на температуру). Становится возможным наблюдать ровную поверхность отверстия. Отсутствуют структурные и другие нарушения в слоях волокнисто-слоистого ПКМ. Продолжительность процесса ЭЭО зависит от глубины обработки. Время обработки данным методом близко ко времени, которое затрачивается на обработку с использованием сплошной «маски».

Методика наложения токопроводящих слоев (ТС) и «масок» с отверстием и без него позволяет также использовать технологию проволоочно-вырезной электроэрозионной обработки (ПВЭЭО) для обработки ПКМ (рис. 19).

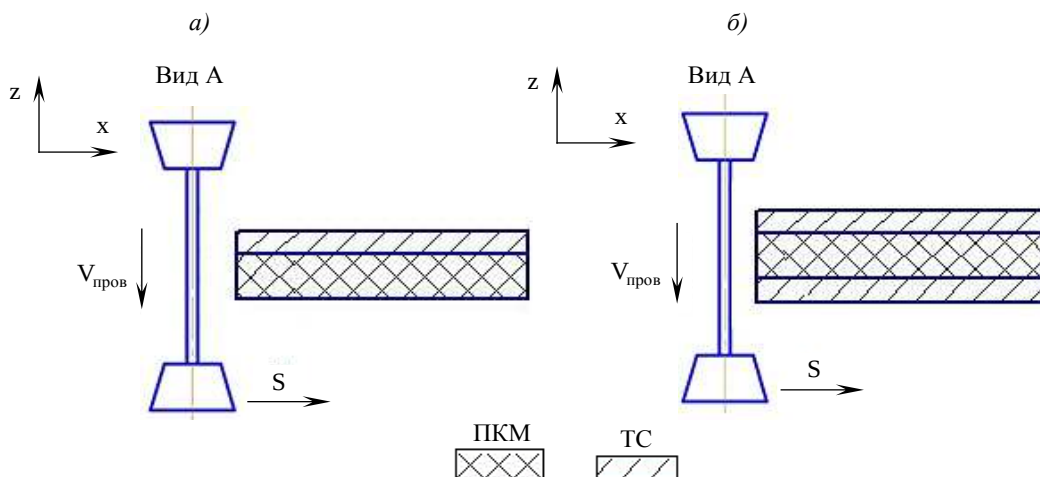


Рис. 19. Схема обработки ПКМ методом проволоочно-вырезной электроэрозионной обработки с использованием токопроводящего слоя (ТС) с одной (а) и двух сторон (б) ( $V_{\text{пров}}$  – скорость движения проволоки)

Эксперименты по обработке ПКМ методом ПВЭЭО проводили на проволочно-вырезном электроэрозионном станке EсоCut. В качестве ЭИ использовали латунную проволоку Bergocut диаметром 0,25 мм. Рабочей жидкостью являлась дистиллированная вода. Процесс ПВЭЭО проводили на следующем режиме: продолжительность включения и выключения импульса составила 21 и 60 мкс соответственно, напряжение – 50 В, скорость движения проволоки – 1 м/мин.

В результате ПВЭЭО получено два Г-образных реза (рис. 20).

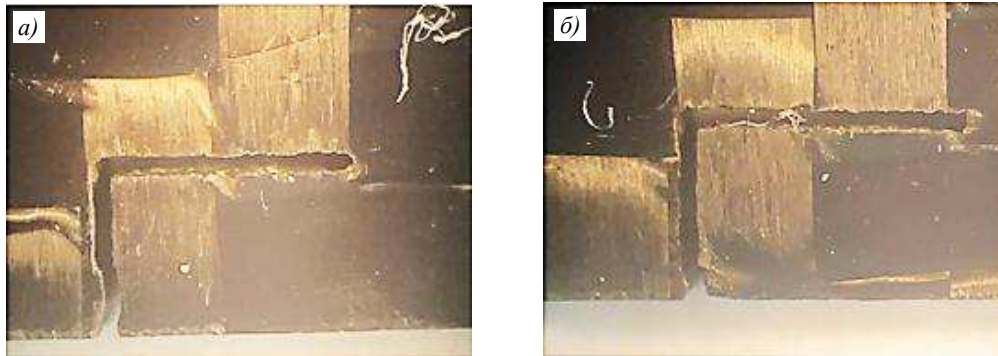


Рис. 20. Проволочно-вырезная электроэрозионная обработка ПКМ с использованием токопроводящего слоя с одной (а) и двух сторон (б)

В процессе ПВЭЭО ПКМ с использованием одностороннего ТС происходит нестабильное искрообразование, а также обрывы ЭИ. Ширину реза измеряли с помощью светового микроскопа Olympus GX51 при увеличении  $\times 100$  (рис. 21). Установлено, что при траектории движения ЭИ вдоль волокон ПКМ значение ширины реза нестабильно. Становится возможным наблюдать криволинейные участки в связи с отводом ЭИ от прямолинейной траектории резания. Наибольшее значение ширины реза фиксируют при движении ЭИ в поперечном направлении относительно направления волокон ПКМ.

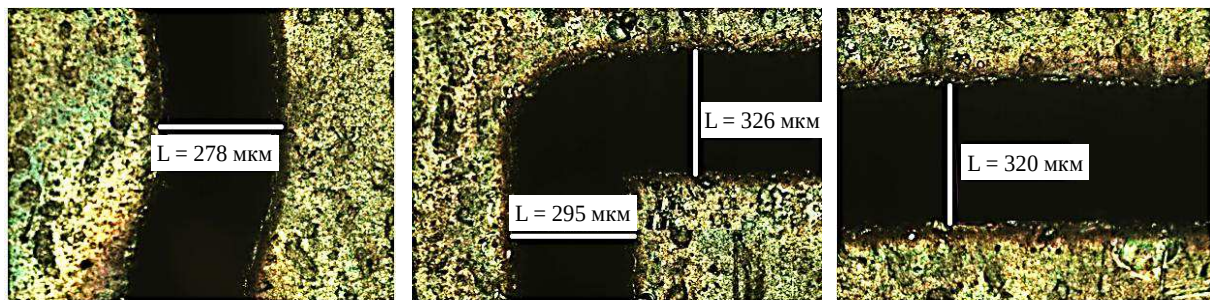


Рис. 21. Ширина реза (L) при проволочно-вырезной электроэрозионной обработке ПКМ с наложением токопроводящего слоя с одной стороны

При двухстороннем наложении ТС при обработке (рис. 22) процесс ПВЭЭО стабильный, обрывы ЭИ отсутствуют. Значение ширины реза стабильно, не зависит от направления движения ЭИ. Среднее значение ширины реза составляет 289 мкм.

При разработке технологии ПВЭЭО годной заготовки необходимо учитывать величину коррекции траектории резания. Данная коррекция рассчитывается как разность ширины реза и диаметра ЭИ. Правильно подобранная коррекция позволяет обеспечивать заданную точность ПВЭЭО. На основе полученных результатов изготовлен опытный образец изделия типа «шестерня» из ПКМ методом ПВЭЭО с наложением ТС с двух сторон (рис. 23).

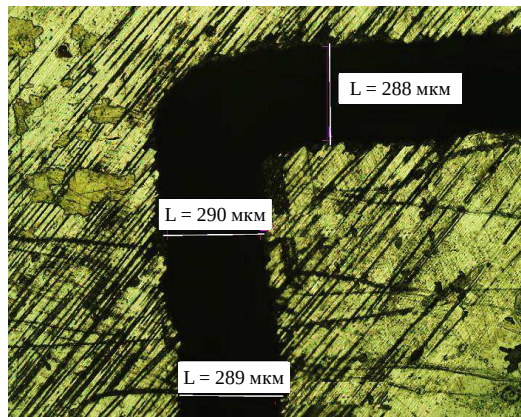


Рис. 22. Ширина реза при проволочно-вырезной электроэрозионной обработке ПКМ с двухсторонним наложением токопроводящего слоя

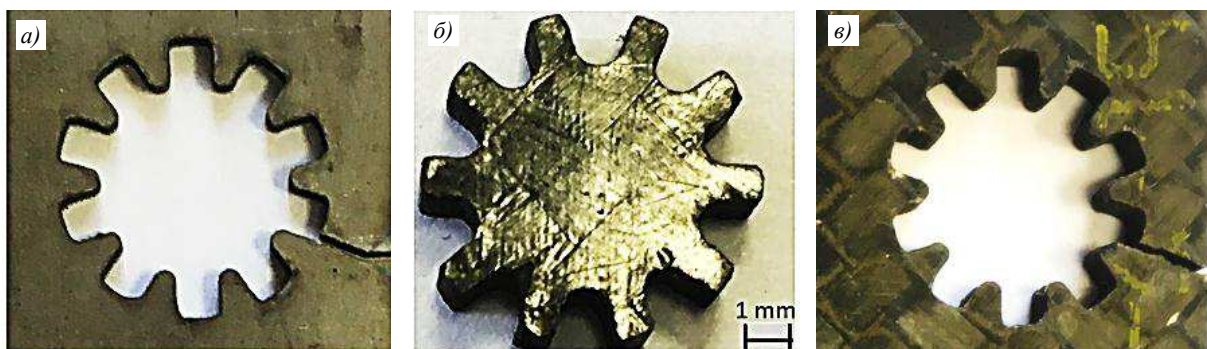


Рис. 23. Проволочно-вырезная электроэрозионная обработка изделия из ПКМ: а – токопроводящий слой; б – обработанная деталь; в – заготовка из ПКМ

Внесенная в управляющую программу величина коррекции траектории движения ЭИ позволяет обеспечить заданные параметры качества и точности изготовления сложнопрофильного мелкогабаритного изделия из ПКМ методом ПВЭЭО.

### Заключения

Применение ПКМ в различных отраслях постоянно возрастает благодаря их уникальным свойствам. Вместе с тем важной задачей является предотвращение увеличения негативного воздействия вредных веществ на окружающую среду. Поэтому каждый этап жизненного цикла изделия (производство, эксплуатация, утилизация) должен быть тщательно проработан еще на этапе его проектирования.

В связи с тем, что во время обработки композиционных материалов образуется много пыли, а в результате нагрева из ряда ПКМ выделяются вредные для здоровья персонала летучие вещества, необходимо, чтобы оборудование имело систему отвода и из зоны резания.

Следует также иметь в виду, что при фрезеровании углепластика образуется пылевидная токопроводящая стружка, поэтому для предотвращения выхода из строя оборудования его электрические части должны быть надежно защищены.

Каждый из способов обработки ПКМ имеет свою область применения: резка абразивным диском используется для плоских изделий с прямыми резами, ЭЭО и ГАР – для сложнопрофильных мелкогабаритных изделий, обработка на станках с ЧПУ – для изделий со сложной геометрической формой профиля поверхности.

В ходе экспериментов по ЭЭО:

– установлено отсутствие разрывов волокон и ворсистости на поверхности ПКМ, что позволяет сделать вывод о возможности применения технологии ЭЭО композитным ЭИ изделий из углепластика марки ВКУ-29;

– впервые предложен способ ЭЭО ПКМ с применением сплошного листа-«маски» с отверстием и без него, позволяющий повысить качество обработанной поверхности изделия;

– получена методика, способствующая установлению величины коррекции траектории движения ЭИ и обеспечивающая заданные параметры точности изготовления сложнопрофильного мелкогабаритного изделия из ПКМ методом ПВЭЭО.

#### Список источников

1. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
2. Kablov E.N. Materials and chemical technologies for Aircraft Engineering // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2012. Vol. 82. No. 3. P. 158–167.
3. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
4. Каблов Е.Н., Сагомонова В.А., Сорокин А.Е., Целикин В.В., Гуляев А.И. Исследование структуры и свойств полимерного композиционного материала с интегрированным вибропоглощающим слоем // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2020. № 3. С. 2–9.
5. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексашинов В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров – перспективные материалы // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
6. Кондрашов С.В., Шашкеев К.А., Петрова Г.Н., Мекалина И.В. Полимерные композиционные материалы конструкционного назначения с функциональными свойствами // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 405–419. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419.
7. Тимошков П.Н., Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Развитие автоматизированной выкладки: от истоков до наших дней (обзор). Часть 1. Автоматизированная выкладка лент (ATL) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.10.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-51-61.
8. Сидорина А.И. Мультиаксиальные углеродные ткани в изделиях авиационной техники (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
9. Большаков В.А., Солодилов В.И., Корохин Р.А., Кондрашов С.В., Меркулова Ю.И., Дьячкова Т.П. Исследование трещиностойкости полимерных композиционных материалов, изготовленных методом инфузии с использованием различных концентратов на основе модифицированных УНТ // Труды ВИАМ. 2017. № 7 (55). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-9-9.
10. Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С. и др. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие. СПб.: Профессия, 2008. 560 с.
11. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: учебник. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. 384 с.
12. Вашуков Ю.А. Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композитных материалов: мультимедийный образовательный модуль / Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С.П. Королева (Нац. иссл. ун-т). Электрон., текстовые и граф. дан. (3766 Кбайт, печатный аналог 185 с.). Самара, 2012. 1 эл. опт. диск (CD-R).

13. Степанов А.А., Шемелов Ю.Ю. Разрезка органопластика кругами из алмазов и электрокорунда // Сверхтвердые материалы. 1980. № 3. С. 37–41.
14. Токарев Д.И., Матыгулина Е.В. Механическая обработка пластиков: учеб. пособие. Пермь: Изд-во Перм. нац. иссл. политехн. ун-та, 2019. 71 с.
15. Воробей В.В. Технология производства конструкций из композиционных материалов. М.: Изд-во МАИ, 1996. 178 с.
16. Тихомиров Р.А., Николаев В.И. Механическая обработка пластмасс. Л.: Машиностроение, 1975. 208 с.
17. Штучный Б.П. Механическая обработка пластмасс: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 152 с.
18. Ярославцев В.М. Обработка резанием полимерных композиционных материалов: учеб. пособие. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. С. 32–58.
19. Минибаев М.И., Раскутин А.Е., Гончаров В.А. Особенности технологии изготовления образцов из ПКМ на станках с ЧПУ (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 1 (73). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-105-114.
20. Sheikh-Ahmad J.Y. Machining of Polymer Composites. Springer Science Business Media, 2009. 307 p.
21. Zeng J., Kim T.J. Development of an abrasive water jet kerf cutting model for brittle materials // Jet Cutting Technology. Fluid Mechanics and Its Applications. Dordrecht: Springer, 1992. Vol. 13. P. 483–501. DOI: 10.1007/978-94-011-2678-6\_33.
22. Дыщенко В.С., Раскутин А.Е., Донецкий К.И., Караваев Р.Ю. Гидроабразивная резка углепластика на основе плетеных преформ // Технологии и качество. 2018. № 2 (40). С. 32–36.
23. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R. Improving the Efficiency of Electrical Discharge Machining of Special-Purpose Products with Composite Electrode Tools // Materials. 2021. Vol. 14. Is. 20. Art. 6105. DOI: 10.3390/ma14206105.
24. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R., Sidhu S.S. Analysis of Wire-Cut Electro Discharge Machining of Polymer Composite Materials // Micromachines. 2021. Vol. 12. Is. 5. Art. 571. DOI: 10.3390/mi12050571.
25. Hsissou R., Benhiba F., Echihi S. et al. New epoxy composite polymers as a potential anticorrosive coatings for carbon steel in 3.5 % NaCl solution: Experimental and computational approaches // Chemical Data Collections. 2021. Vol. 31. Art. 100619. DOI: 10.1016/j.cdc.2020.100619.
26. Hsissou R., Bekhta A., Dagdag O. et al. Rheological properties of composite polymers and hybrid nanocomposites // Heliyon. 2020. Vol. 6. Is. 6. Art. e04187. DOI: 10.1016/j.heliyon.2020.e04187.
27. Thomason J. A review of the analysis and characterisation of polymeric glass fibresizings // Polymer Testing. 2020. Vol. 85. Art. 106421. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2020.106421.
28. Гуняева А.Г., Сидорина А.И., Курносов А.О., Клименко О.Н. Полимерные композиционные материалы нового поколения на основе связующего ВСЭ-1212 и наполнителей, альтернативных наполнителям фирм Porcher Ind. и Toho Tenax // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 3 (52). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.

### References

1. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft building and industry: present and future. Direktor po marketingu i sbuty, 2017, no. 5–6. pp. 40–44.
2. Kablov E.N. Materials and chemical technologies for Aircraft Engineering. Herald of the Russian Academy of Sciences, 2012, vol. 82, no. 3, pp. 158–167.
3. Kablov E.N. VIAM: new generation materials for PD-14. Krylya Rodiny, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
4. Kablov E.N., Sagomonova V.A., Sorokin A.E., Tselikin V.V., Gulyaev A.I. Study of the structure and properties of a polymer composite material with an integrated vibration-absorbing layer. Vse materialy. Encyklopedicheskiy spravochnik, 2020, no. 3, pp. 2–9.
5. Kablov E.N., Valueva M.I., Zelenina I.V., Khmelniyskiy V.V., Aleksashin V.M. Carbon plastics based on benzoxazine oligomers – perspective materials. Trudy VIAM, 2020, no. 1, paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 1, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.

6. Kondrashov S.V., Shashkeev K.A., Petrova G.N., Mekalina I.V. Constructional polymer composites with functional properties. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 405–419. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419.
7. Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V. The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 1. Automated Tape Laying (ATL). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 5, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-51-61.
8. Sidorina A.I. Multiaxial carbon fabrics in the products of aviation technology (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-106.
9. Bolshakov V.A., Solodilov V.I., Korokhin R.A., Kondrashov S.V., Merkulova Yu.I., Dyachkova T.P. Research of crack resistance of polymeric composite materials fabricated by infusion using various concentrates on the basis of modified CNT. *Trudy VIAM*, 2017, no. 7 (55), paper no. 9. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 1, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-9-9.
10. Kerber M.L., Vinogradov V.M., Golovkin G.S. et al. *Polymer composite materials: structure, properties, technology: textbook*. St. Petersburg: Professiya, 2008, 560 p.
11. Bataev A.A., Bataev V.A. *Composite materials: structure, production, application: textbook*. Novosibirsk: NGTU, 2002, 384 p.
12. Vashukov Yu.A. *Technology of rocket and aerospace structures from composite materials: a multimedia educational module*. Electronic, text and graph. dates (3766 KB, printed version 185 pages). Samara, 2012. CD-R.
13. Stepanov A.A., Shemelov Yu.Yu. Cutting organoplastic with circles of diamonds and electrocorundum. *Sverkhтвердые материалы*, 1980, no. 3, pp. 37–41.
14. Tokarev D.I., Matyugulina E.V. *Machining of plastics: textbook*. Perm: Publishing House Perm Nat. Research Polytech. University, 2019, 71 p.
15. Vorobey V.V. *Technology for the production of structures from composite materials*. Moscow: MAI publishing house, 1996, 178 p.
16. Tikhomirov R.A., Nikolaev V.I. *Mechanical processing of plastics*. Leningrad: Mashinostroenie, 1975, 208 p.
17. Piece B.P. *Machining of plastics: handbook*. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 152 p.
18. Yaroslavtsev V.M. *Machining of polymer composite materials: textbook*. Moscow: Publ. house of MSTU im. N.E. Bauman, 2012, pp. 32–58.
19. Minibaev M.I., Raskutin A.E., Goncharov V.A. Peculiarities of technology production specimens of PCM on CNC machines (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 1 (73), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 11, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-1-105-114.
20. Sheikh-Ahmad J.Y. *Machining of Polymer Composites*. Springer Science Business Media, 2009, 307 p.
21. Zeng J., Kim T.J. Development of an abrasive water jet kerf cutting model for brittle materials // *Jet Cutting Technology. Fluid Mechanics and Its Applications*. Dordrecht: Springer, 1992, vol. 13, pp. 483–501. DOI: 10.1007/978-94-011-2678-6\_33.
22. Dyshenko V.S., Raskutin A.E., Donetskiy K.I., Karavaev R.Yu. Hydroabrasive cutting of carbon plastic based on woven preforms. *Tekhnologii i kachestvo*, 2018, no. 2 (40), pp. 32–36.
23. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R. Improving the Efficiency of Electrical Discharge Machining of Special-Purpose Products with Composite Electrode Tools. *Materials*, 2021, vol. 14, is. 20, art. 6105. DOI: 10.3390/ma14206105.
24. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R., Sidhu S.S. Analysis of Wire-Cut Electro Discharge Machining of Polymer Composite Materials. *Micromachines*, 2021. vol. 12, is. 5, art. 571. DOI: 10.3390/mi12050571.

25. Hsissou R., Benhiba F., Echihi S. et al. New epoxy polymer composites as a potential anticorrosive coatings for carbon steel in 3.5 % NaCl solution: Experimental and computational approaches. Chemical Data Collections, 2021, vol. 31, art. 100619. DOI: 10.1016/j.cdc.2020.100619.
26. Hsissou R., Bekhta A., Dagdag O. et al. Rheological properties of composite polymers and hybrid nanocomposites. Heliyon, 2020, vol. 6, is. 6, art. e04187. DOI: 10.1016/j.heliyon.2020.e04187.
27. Thomason J. A review of the analysis and characterization of polymeric glass fibresizings. Polymer Testing, 2020, vol. 85, art. 106421. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2020.106421.
28. Gunyayeva A.G., Sidorina A.I., Kurnosov A.O., Klimenko O.N. Polymeric composite materials of new generation on the basis of binder VSE-1212 and the filling agents alternative to ones of Porcher Ind. and Toho Tenax. Aviacionnye materialy i tehnologii, 2018, no. 3 (52), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.

*Информация об авторах*

**Дышенко Вячеслав Сергеевич**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Донецкий Кирилл Игоревич**, начальник лаборатории, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Минибаев Марат Инсафович**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Абляз Тимур Ризович**, заместитель заведующего кафедрой, к.т.н., ФГАОН ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», enter@pstu.ru

**Шлыков Евгений Сергеевич**, доцент кафедры, к.т.н., ФГАОН ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», enter@pstu.ru

**Ширяев Владислав Витальевич**, аспирант, ФГАОН ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», enter@pstu.ru

**Information about the authors**

**Vyacheslav S. Dyshenko**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

**Marat I. Minibaev**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Timur R. Ablyaz**, Deputy Head of Chair, Candidate of Sciences (Tech.), Perm National Research Polytechnic University, enter@pstu.ru

**Evgeny S. Shlykov**, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), Perm National Research Polytechnic University, enter@pstu.ru

**Vladislav V. Shiryayev**, Postgraduate Student, Perm National Research Polytechnic University, enter@pstu.ru

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.12.2021.  
The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 20.12.2021.

Научная статья

УДК 620.193+620.197

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СОЛЕВАЯ КОРРОЗИЯ И ЗАЩИТА МАТЕРИАЛОВ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (обзор)

С.В. Заварзин<sup>1</sup>, М.С. Оглодков<sup>1</sup>, Д.В. Чесноков<sup>1</sup>, И.А. Козлов<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Рассмотрены вопросы механизма высокотемпературной солевой коррозии. Проведен анализ современных методик лабораторных исследований высокотемпературных коррозионных процессов. Существенная часть работы посвящена современным технологиям защиты от коррозии металлических материалов. В настоящее время актуальны разработки технологий защиты шликерными, химическими, пирохимическими, электрохимическими и золь-гель покрытиями, а также путем диффузионного насыщения поверхности. Однако наиболее эффективным методом нанесения защитных покрытий является технология ионно-плазменной обработки.

**Ключевые слова:** высокотемпературная коррозия, горячая коррозия, сульфидно-оксидная коррозия, сульфат натрия, хлорид натрия, защитные покрытия, ионно-плазменная обработка

**Для цитирования:** Заварзин С.В., Оглодков М.С., Чесноков Д.В., Козлов И.А. Высокотемпературная солевая коррозия и защита материалов газотурбинных двигателей (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.

Scientific article

## HOT CORROSION AND PROTECTION OF MATERIALS OF GAS TURBINE ENGINES (review)

S.V. Zavarzin<sup>1</sup>, M.S. Oglochkov<sup>1</sup>, D.V. Chesnokov<sup>1</sup>, I.A. Kozlov<sup>1</sup>

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

**Abstract.** In this paper, we consider the issues of the mechanism of hot corrosion. The analysis of modern methods of laboratory research of corrosion processes occurring at elevated temperatures is carried out. A significant part of the work is devoted to modern technology of protection against corrosion of metallic materials. The development of technologies for slurry, chemical, pyrochemical, electrochemical and sol-gel coatings, as well as methods of diffusion saturation of the surface, is relevant today. Nevertheless, the technology of ion-plasma treatment is the most effective method of applying protective coatings.

**Keywords:** high-temperature corrosion, hot corrosion, sulfide-oxide corrosion, sodium sulfate, sodium chloride, protective coatings, ion-plasma treatment

**For citation:** Zavarzin S.V., Oglochkov M.S., Chesnokov D.V., Kozlov I.A. Hot corrosion and protection of materials of gas turbine engines (review). Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.

### **Введение**

При работе современных газотурбинных двигателей (ГТД) одним из факторов, воздействующих на детали горячего тракта турбореактивного двухконтурного двигателя, является высокотемпературная коррозия, протекающая под действием хлоридов и/или серы и их соединений при температуре  $>600\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Для такого вида коррозии характерно образование локальных коррозионных поражений на поверхности «металл-защитное покрытие», которые являются концентраторами напряжений и могут привести к преждевременному выходу из строя детали.

Проблема высокотемпературной солевой коррозии (ВТСК) известна с сороковых годов XX века, однако особое внимание этой проблеме стало уделяться в конце 1960-х гг. во время военного вторжения США и их союзников во Вьетнам. В результате длительной работы авиации в условиях морского и приморского климата наблюдалась сильная коррозия «горячей» части ГТД, приводящая к преждевременному отказу и нерегламентированному ремонту техники. Поэтому понимание поведения металлов и сплавов при высоких температурах (особенно их сопротивления коррозионному разрушению) и обеспечение защиты поверхностных слоев стало объектом научного исследования.

В настоящее время нет ни одного жаропрочного сплава, который бы был невосприимчив к ВТСК. До сих пор также отсутствуют общепринятые национальные стандарты на проведение испытаний материалов на стойкость к ВТСК, что свидетельствует о сложности решения данной проблемы.

Таким образом, одними из необходимых условий длительной безаварийной эксплуатации ГТД являются высокая коррозионная стойкость жаропрочных сплавов, используемых в конструкции двигателя, и применение эффективных систем защитных покрытий. Для оценки перспективности выбранных материалов и защитных покрытий требуется понимание механизма коррозии материалов при повышенных температурах, а также возможность моделирования и прогнозирования коррозии в лабораторных условиях.

В связи с возникшими проблемами актуальным представляется анализ современных методик исследования коррозионной стойкости материалов ГТД, а также технологий антикоррозионной защиты материалов в условиях воздействия коррозионных сред при повышенных температурах.

### **Высокотемпературная солевая коррозия**

Возможность возникновения ВТСК материалов газовых турбин связана с наличием в топливе и окружающей среде таких элементов, как натрий, сера и ванадий. При сжигании топлива данные элементы могут образовывать соединения  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  с температурой плавления  $884\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $\text{V}_2\text{O}_5$  с температурой плавления  $670\text{ }^{\circ}\text{C}$ , которые затем осаждаются на горячих элементах турбины, таких как сопловой аппарат и лопатки ротора, вызывая ускоренное окисление (или сульфидирование) материала [1–3].

Осаждение  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  и формирование жидкой пленки на поверхности металла может быть результатом одного из процессов:

- химического осаждения, которое происходит, когда давление паров  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  превышает равновесное значение при температуре детали;
- физического осаждения, которое происходит при механическом уносе соли с деталей двигателя (например, воздушного фильтра) с последующей адгезией при контакте с горячей поверхностью детали [4].

Основным источником серы является сжигаемое топливо. Содержание серы в топливе регламентировано: не более 0,3 % – для двигателей гражданской авиации,

не более 1,0 % – для морских газовых турбин [5]. Основным источником натрия в виде хлорида натрия (NaCl) является морская вода, которая также может быть и источником серы. Существуют предположения, что NaCl может также попадать в двигатели вместе с пылью при взлете-посадке или стоянке в аэропорту [5, 6].

Обычно выделяют два типа ВТСК.

– Первый тип – ВТСК-I, протекает при температурах от 800 до 950 °С, что соответствует интервалу между температурой плавления и точкой росы сульфата натрия. В результате коррозии поверхность материала приобретает слоистую структуру (рис. 1). Макроскопически ВТСК-I в большинстве случаев проявляется в виде шелушения сплава со значительным изменением цвета области, подвергшейся коррозии. Продукты коррозии чаще всего представляют собой частички оксидов металлов, распределенные по солевой корке.

– Второй тип – ВТСК-II, протекает при температурах от 600 до 750 °С и является более характерным для морских и промышленных газовых турбин, работающих при более низких температурах по сравнению с авиационными двигателями. Такая коррозия имеет преимущественно питтинговый характер и в отличие от ВТСК-I при ней практически не наблюдается областей, обогащенных сульфидами или обедненных активными металлами [3, 6, 7].

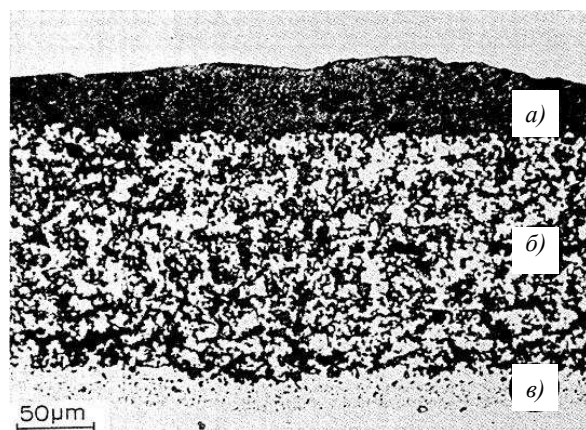


Рис. 1. Слоистая структура поверхности, подвергшейся высокотемпературной солевой коррозии первого типа (ВТСК-I): *a* – внешний слой, состоящий преимущественно из оксида основного металла; *б* – оксиды наиболее активных металлов (Al, Cr, Ti) и области, обедненные данными элементами; *в* – область проникновения в сплав обогащенных хромом сульфидов [6]

В научно-технической литературе предлагается ряд механизмов для описания ВТСК. Общим является мнение, что протекание коррозии обусловлено наличием на поверхности сплава слоя расплавленного  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ . Обычно выделяют четыре основные стадии процесса: инкубационный период, инициацию, развитие и разрушение [1, 3].

Во время инкубационного периода происходит обычное окисление поверхности в присутствии осажденной соли. В конце данной стадии образуются стабильные оксиды, такие как  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Данная стадия характеризуется низкой скоростью коррозии, ее продолжительность зависит от того, насколько долго продукты коррозии будут находиться в стабильном состоянии. Наличие инкубационного периода характерно для ВТСК-I, при ВТСК-II он обычно не наблюдается.

На стадии инициации происходит нарушение оксидной пленки вследствие напряжений, вызванных ее ростом. Новые области поверхности подвергаются действию соли, коррозия материала ускоряется.

Развитие коррозии зависит от механизма, по которому она протекает. Для ВТСК-I предложены два основных механизма окисления – сульфидирование-окислирование и солевое флюсование [4, 6]. Процесс ВТСК-II происходит при температурах меньше температуры плавления  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  и возможен при условии образования солевых эвтектик с низкой температурой плавления, таких как  $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{--CoSO}_4$  или  $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{--NiSO}_4$ . Соли  $\text{CoSO}_4$  и  $\text{NiSO}_4$  являются продуктом взаимодействия сплавов, содержащих данные элементы (Co и Ni), с триоксидом серы, вследствие чего данный вид коррозии в отличие от ВТСК-I зависит от парциального давления  $\text{SO}_3$ . В то же время при ВТСК-II сульфидирования поверхности не наблюдается, а основным механизмом является преимущественно солевое флюсование [7].

Механизм сульфидирования-окислирования предполагает образование на поверхности сплава сульфидов при действии сульфата натрия. Анализ диаграмм Эллингема при температуре 1200 K для систем типа Me–Na–O–S (где Me: Ni, Co, Fe, Al, Cr) [8–11] показывает, что указанные металлы неустойчивы в присутствии  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ , а при контакте коррозионной среды с чистым металлом или при ее проникновении сквозь оксидную пленку они образуют соответствующие сульфиды. Расплавленный  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  становится источником серы. Сульфидирование приводит к обезлегированию поверхности металла (прежде всего по хрому), что снижает его устойчивость к окислению. Сульфиды проникают вглубь сплава, а морфология корродировавшей поверхности определяется их переходом в оксиды. В работах [12, 13] на ряде сплавов показано, что с помощью процесса пресульфидирования с последующим окислением можно воспроизвести морфологию корродировавшей при ВТСК поверхности. Присутствие NaCl снижает нижнюю границу значений температур, при которых наблюдается процесс ВТСК-I, за счет образования эвтектики с температурой плавления  $\sim 620^\circ\text{C}$  [14].

Механизм солевого флюсования предполагает, что оксиды, входящие в состав пассивной пленки и обычно устойчивые в стехиометрическом  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ , могут растворяться в расплаве, если он приобретает кислотный (пониженное содержание  $\text{Na}_2\text{O}$ ) или основной (повышенное содержание  $\text{Na}_2\text{O}$ ) характер. В таком случае оксиды переходят в расплав в виде анионов (основное флюсование) или катионов (кислотное флюсование). На рис. 2 представлены данные о растворимости некоторых оксидов в расплавленных  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  (при температуре 1200 K) и  $\text{SiO}_2$  (при температуре 973 K) в зависимости от показателя «основности» расплава ( $-\lg a_{\text{Na}_2\text{O}}$ ) [4].

Основным критерием возможности протекания коррозии является так называемый «отрицательный градиент растворимости», предложенный в работе [15]. Данный критерий предполагает, что оксиды из пассивирующей пленки растворяются на границе «оксид–металл» и выкристаллизовываются в объеме расплавленной соли, где их растворимость меньше (рис. 3). Получающиеся в результате оксиды не защищают сплав от дальнейшего окисления. В работе [16] экспериментально подтверждено, что «отрицательный градиент растворимости» пассивирующих оксидов является критерием протекания ВТСК.

В связи с тем, что расплавленный  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  является ионным проводником, ВТСК может носить электрохимический характер. В данном случае расплавленная соль становится электролитом. Изучению данного механизма посвящены работы [17–19]. Показано, что электрохимические реакции (помимо непосредственного участия в окислении сплава) также могут влиять на показатель «кислотность–основность» солевой пленки и соответствующий градиент растворимости, способствуя коррозии по механизму солевого флюсования.

В работах [20–23] рассмотрены другие факторы, влияющие на ВТСК, такие как присутствие углерода, процессы эрозии и эрозии-коррозии, наличие примесей.

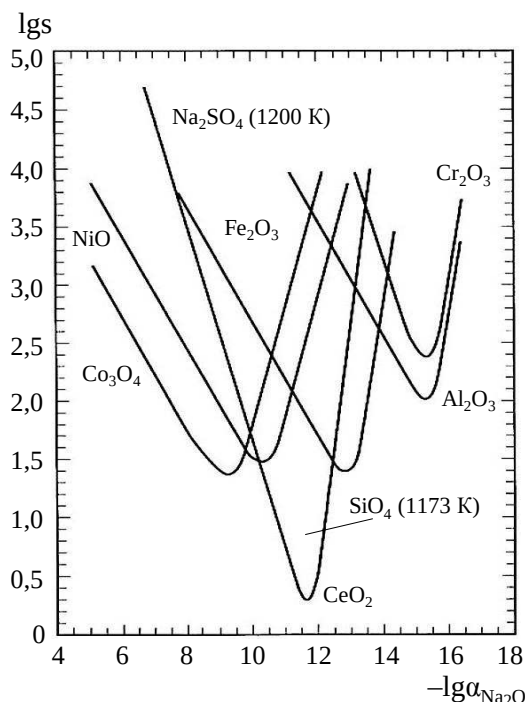


Рис. 2. Растворимость (s) некоторых оксидов и  $\text{SiO}_2$  в расплавленном  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ :  $s = n(\text{MeO}_x)/n(\text{Na}_2\text{SO}_4)$ , ppm [4]

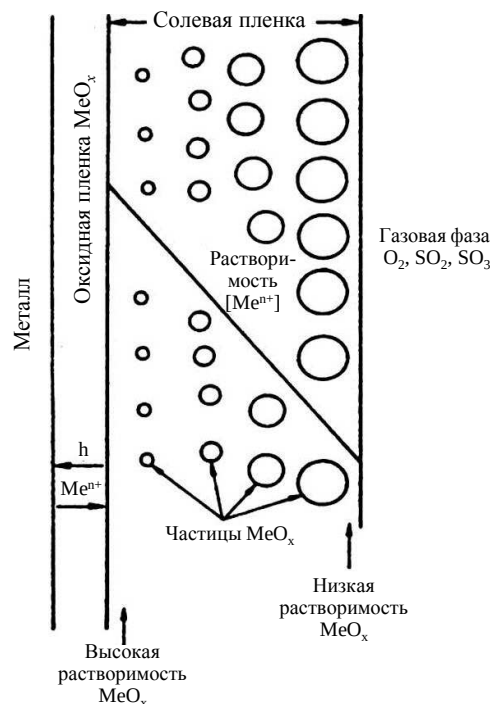


Рис. 3. Схематическое изображение механизма солевого флюсования [4]

### Методы исследования высокотемпературной солевой коррозии

Для изучения ВТСК разработаны методы, среди которых:

- методы с полным погружением в расплав солей;
- методы с нанесением солевой корки;
- электрохимические методы;
- газопламенные методы [7].

Исторически первыми методами исследования материалов на устойчивость к ВТСК были методы с полным погружением в расплавы солей (тигельные методы). Однако оказалось, что данные методы плохо воспроизводят условия эксплуатации газовых турбин – в частности, не позволяют оценить влияние на процесс газовой фазы, в связи с этим в настоящее время их используют относительно редко [24].

В фундаментальных исследованиях часто используются методы с нанесением солевой корки. Сущность метода заключается в создании на поверхности материала слоя соли путем распыления раствора или нанесения расплава с последующей выдержкой при определенной температуре или при циклической тепловой нагрузке. Преимуществом данных методов является простота исполнения, а также сокращение необходимого для получения результата времени за счет увеличения солевой нагрузки. В то же время указанные методы не позволяют учитывать такие эксплуатационные факторы, как градиент температур между газовой фазой и поверхностью испытываемого материала, эрозионное действие воздушного потока и содержащихся в нем примесей [25].

Наиболее популярными методами исследования ВТСК в промышленности являются газопламенные, так как они позволяют создать условия, наиболее схожие с условиями эксплуатации газовых турбин. Сущность метода заключается в сжигании

топлива в специальной горелке с целью получения продуктов сгорания. Параллельно в газовую среду производится инъекция синтетической или натуральной морской воды. Значительная часть информация по протеканию ВТСК получена именно газопламенными методами [3].

Поскольку ВТСК может представлять собой электрохимический процесс, широкое распространение также имеют электрохимические методы. Чаще всего их используют для определения скорости коррозии или при изучении механизмов происходящих на поверхности реакций [17–19].

### **Защита от высокотемпературной солевой коррозии**

Устойчивость материала к ВТСК напрямую связана с его химическим составом и способами термомеханической обработки. Очевидным решением является легирование сплавов. Однако при подборе легирующих элементов и их содержания требуется учитывать их влияние на механические свойства сплава и итоговую стоимость. Достижение требуемых механических свойств зачастую требует введения в сплав таких элементов, как вольфрам, ванадий и молибден. Однако в их присутствии материал склонен к высокотемпературной коррозии [6, 16]. В таком случае основным средством защиты от коррозии становится нанесение защитных покрытий.

Хром является наиболее эффективным легирующим элементом для защиты от ВСК-I. Для обеспечения коррозионной устойчивости никелевых сплавов зачастую требуется не менее 15 % (по массе) Cr, кобальтовых – не менее 25 % (по массе) Cr [6]. Легирующее действие хрома обычно связано со стабилизирующим действием  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , образующимся при реакции в расплаве  $\text{Na}_2\text{CrO}_4$ , который препятствует процессу растворения/осаждения пассивной пленки. В то же время, высокое содержание хрома может приводить к образованию фаз Франка–Каспера, что уменьшает прочность и пластичность сплава [7].

Хорошо изучено действие других легирующих элементов. Церий, лантан, цирконий, иттрий и скандий значительно увеличивают устойчивость материала к ВТСК, обеспечивая повышенную адгезию пассивной пленки [16]. Коррозионную устойчивость также повышают титан, алюминий и ниобий. Кремний, платина и гафний имеют положительный эффект на устойчивость как минимум к ВТСК-II [7].

Важный способ защиты от ВТСК – использование защитных покрытий. Их применение желательно даже для относительно коррозионностойких сплавов. Среди множества разработанных видов защитных покрытий можно выделить три основных типа: диффузионные, конденсированные и термобарьерные покрытия.

*Диффузионные покрытия* получают путем насыщения поверхности сплава алюминием, хромом либо кремнием. Добавление платины к алюминидным покрытиям увеличивает их устойчивость к циклическому окислению при высоких температурах ( $>1000\text{ }^\circ\text{C}$ ) благодаря образованию слоя  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с повышенной адгезией к сплаву и задержке образования шпинели при экспозиции [26].

*Конденсированные покрытия* представляют собой семейство коррозионностойких сплавов, чаще всего системы  $\text{Me-Cr-Al-Y}$ , где Me: Ni, Co или оба металла. Сплавы системы  $\text{Me-Cr-Al-Y}$  с повышенным содержанием хрома и пониженным содержанием алюминия обычно используются для защиты от ВТСК-II, с пониженным содержанием Cr и повышенным Al – для защиты от ВТСК-I. Известны и другие составы покрытий, такие как  $\text{Co-23Cr-12Al-0,5Y}$ ,  $\text{Co-32Ni-21Cr-8Al-0,5Y}$ , PWA270, а также систем  $\text{Al-Si-Y}$  (BCДП-11),  $\text{Ni-Cr-Al-Ta-W-Hf-Y}$  (СДП-ТВГ) и др. [26–28].

*Термобарьерные покрытия* служат для изоляции материала и уменьшения теплопередачи. Это композитные покрытия, имеющие два слоя: верхний – керамический (обычно стабилизированный оксид циркония) и нижний – металлический барьерный подслоя, устойчивый к коррозионному воздействию. Барьерный слой часто представляет собой либо конденсированное покрытие системы  $\text{Me-Cr-Al-Y}$ , либо диффузионное алюминидное покрытие [26, 27]. Следует отметить, что использование термобарьерных покрытий в газовых турбинах, эксплуатирующихся в условиях морского климата, а также в дизельных двигателях ограничено вследствие того, что соединения  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$  и  $\text{CaO}$ , используемые для стабилизации верхнего слоя оксида циркония, реагируют с серными, натриевыми и ванадиевыми загрязнениями [29].

Отдельным направлением можно выделить создание многокомпонентных композиций высокотемпературных покрытий на базе диффузионных и конденсационных слоев. Например, ограниченный запас алюминия в конденсированных покрытиях системы  $\text{Ni-Cr-Al-Y}$ , а также высокая диффузионная активность этих покрытий в контакте с жаропрочными сплавами не позволяют длительно использовать их при температурах  $>1100^\circ\text{C}$ . Поэтому для работы при более высоких температурах могут использоваться двух-трехслойные конденсационно-диффузионные покрытия, обеспечивающие защиту жаропрочных сплавов при температурах  $1150\text{--}1200^\circ\text{C}$  [30]. Повышение рабочей температуры таких покрытий достигается благодаря использованию внутреннего пластичного конденсированного слоя с относительно низким содержанием алюминия и хрома и увеличению запаса алюминия в покрытии за счет внешнего диффузионного алюминидного слоя [31]. Комбинирование технологий нанесения позволяет вводить в покрытия тугоплавкие металлы ( $\text{Ta}$ ,  $\text{Re}$ ,  $\text{W}$ ), эффективно тормозящие диффузионную активность на границе «покрытие-сплав», которая служит диффузионным барьером. Применение внешнего диффузионного слоя в этом случае решает проблему коррозионной неустойчивости подобных покрытий [28].

Применение современных защитных покрытий невозможно без совершенствования методов их нанесения. Диффузионные покрытия получают с применением шликерного и золь-гель способов, различных химических, пирохимических и электрохимических методов, а также путем диффузионного насыщения поверхности – например, газоциркуляционным методом, вакуумным осаждением, импульсным методом, спеканием или другим подходящим способом. Для получения конденсированных покрытий используют катодное распыление, термовакuumное испарение, плазменное, ионно-плазменное или газопламенное напыление и др. [32–34].

Для получения алюминидных покрытий широко применяется метод химического осаждения из газовой фазы (CVD-процесс), в том числе его подвид – пакетное цементирование [35]. Преимуществом CVD-процессов является то, что, будучи бесконтактными, они позволяют наносить покрытия на детали сложных форм и внутренние поверхности, а также позволяют создавать модифицированные покрытия с улучшенными свойствами – например, путем введения легирующих элементов [36]. В работе [37] сочетанием методов электроосаждения и пакетной цементации на никелевом монокристаллическом сплаве получено легированное  $\text{Zr}$  покрытие  $(\text{Ni}, \text{Pt})\text{Al}$ . Легирование цирконием позволило значительно повысить устойчивость покрытия за счет того, что  $\text{Zr}$  способствует локализации серы на поверхности и предотвращает глубокое проникновение хлора. Подробно коррозионное поведение алюминидных покрытий, полученных на никелевых жаропрочных сплавах

CVD-методом, в условиях ВТСК рассмотрено в работе [38]. Показано, что данные покрытия обладают высокой устойчивостью к ВТСК, даже несмотря на то, что внутри алюминидного слоя наблюдаются большие микропоры и небольшое количество микротрещин, а типичная морфология алюминидного слоя становится разупорядоченной.

Развиваются методы физического осаждения из газовой фазы (PVD) в основном в сочетании с высокоскоростным газопламенным напылением (HVOF) [39, 40]. Газопламенное напыление, используемое для создания термобарьерных, антифрикционных и других покрытий, позволяет получить износостойкие и коррозионностойкие покрытия. Однако износостойкость и сопротивление коррозии данных покрытий уменьшается с ростом температуры из-за их невысокой прочности и высокой пористости. Нанесение PVD-слоя поверх HVOF-покрытия позволяет заметно улучшить его эксплуатационные качества. В работе [41] методом PVD/HVOF получено покрытие  $\text{CrN/Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$ . Нанесение пленки CrN позволило уменьшить толщину оксидной пленки в 10 раз (по сравнению с чистым  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{--NiCr}$ ) и в то же время значительно увеличить устойчивость покрытия в условиях ВТСК. Однако в данном случае процесс должен быть оптимизирован для обеспечения полного закрытия пор PVD-пленкой, иначе хлоридная коррозия приводит к образованию блокирующего канала пор соединения  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и твердых оксидов на границе «пленка–покрытие», вызывающих концентрацию напряжений и, как следствие, разрушение покрытия. В работе [42] применение метода электронно-лучевого парогазового осаждения (EB-PVD) позволило создать термобарьерное покрытие на основе барьерного HVOF-слоя  $(\text{Co, Ni})\text{--Cr--Al--Y}$  и керамического покрытия  $\text{YSZ/Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ . Коррозионные испытания показали, что применение  $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  позволяет продлить срок службы YSZ-слоя в условиях ВТСК.

В России широко применяются ионно-плазменные защитные покрытия [31, 43, 44]. Ионно-плазменные методы позволяют создавать многокомпонентные диффузионные, конденсированные, диффузионно-конденсационные покрытия. При этом обеспечиваются высокая точность по толщине и элементному составу, регулируемость процесса осаждения, за счет чего можно влиять на структуру покрытия – например, получать мелкозернистое покрытие. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ предложена ионно-плазменная технология высоких энергий, которая, помимо всего прочего, позволяет проводить предварительное травление и термоактивацию обрабатываемой поверхности, обеспечивая повышение адгезии покрытия, а также увеличить плотность покрытия за счет ионной бомбардировки. Показано, что данная технология может применяться для получения антифрикционных, комбинированных жаростойких, эрозионно-коррозионностойких и многих других видов покрытий [45–48]. В работе [49] на устойчивость к ВТСК исследовано жаростойкое покрытие СДП-1Т + ВСДП-12, нанесенное на перспективный никелевый сплав ВЖЛ21 вакуумным ионно-плазменным методом. Проведенные ускоренные циклические испытания продемонстрировали высокую коррозионную стойкость полученного покрытия по отношению к высокотемпературному окислению и ВТСК. При этом нанесение покрытия не снижает гарантированных паспортных прочностных характеристик сплава, что позволяет использовать сплав ВЖЛ21 с защитным покрытием СДП-1Т + ВСДП-12 в качестве материала роторных деталей вертолетных двигателей.

В настоящее время активно изучается возможность создания композитных гетерогенных защитных покрытий, например, при введении в них углеродных нанотрубок [50].

### Заключения

Исследование процессов высокотемпературной коррозии материалов газотурбинных двигателей и установок до сих пор является актуальным направлением прикладного материаловедения, что подтверждается значительным объемом научных публикаций в зарубежных и отечественных изданиях.

Проведенный анализ научных публикаций позволил установить, что в мировой практике все большее применение находят стендовые испытания материалов с коррозионным и термическим воздействиями на материалы, воспроизводящие условия, по возможности наиболее схожие с реальной эксплуатацией деталей. Однако эффективных моделей и способов по ускорению процессов коррозии, способствующих сокращению времени, требуемому для проведения коррозионных испытаний, пока не достигнуто.

Выявлено практически полное отсутствие сведений о натурных и натурно-ускоренных коррозионных испытаниях материалов в приморском и морском климате, которые позволили бы внести существенный вклад в изучение механизма коррозии материалов ГТД под действием аэрозолей морской воды.

Применение электрохимических исследований процессов коррозии при повышенных температурах носит больше теоретический характер. Научных работ в данном направлении недостаточно для создания достоверной картины, хотя изучение процессов контактной (гальванической) коррозии разнородных материалов является весьма актуальной задачей.

Наряду с ускоренными химическими и электрохимическими исследованиями широкий интерес представляют вопросы прогнозирования свойств материалов под влиянием агрессивной внешней среды и высоких температур, что позволило бы установить научно обоснованные сроки обслуживания и эксплуатации деталей газотурбинных двигателей и установок.

Следует отметить высокий уровень разработок по антикоррозионной защите материалов для ГТД. Научные работы отечественных специалистов находятся на мировом уровне, а в некоторых случаях существенно превосходят зарубежные технологии и покрытия по достигнутым свойствам.

### Список источников

1. Prashar G., Vasudev H. Hot corrosion behavior of super alloys // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26. P. 1131–1135.
2. Reid W.T. External corrosion and deposits: boilers and gas turbines. New York: Elsevier, 1971. 199 p.
3. Lai G.Y. High-temperature corrosion and materials applications. ASM International, 2007. 461 p.
4. Rapp R.A. Hot corrosion of materials: a fluxing mechanism? // *Corrosion science*. 2002. Vol. 44. No. 2. P. 209–221.
5. Tschinkel J.G. Formation of sodium sulfate in gas turbine combustors // *Corrosion*. 1972. Vol. 28. No. 5. P. 161–169.
6. Stringer J. High-temperature corrosion of superalloys // *Materials Science and Technology*. 1987. Vol. 3. No. 7. P. 482–493.
7. Eliaz N., Shemesh G., Latanision R.M. Hot corrosion in gas turbine components // *Engineering failure analysis*. 2002. Vol. 9. No. 1. P. 31–43.
8. Gupta D.K., Rapp R.A. The Solubilities of NiO, Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, and Ternary Oxides in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1980. Vol. 127. No. 10. P. 2194–2201.
9. Zhang Y.S., Rapp R.A. Solubility of  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1985. Vol. 132. No. 3. P. 734.
10. Zhang Y.S. Solubilities of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1986. Vol. 133. No. 3. P. 655.

11. Jose P.D., Gupta D.K., Rapp R.A. Solubility of  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  in Fused  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  at 1200 K // Journal of the Electrochemical Society. 1985. Vol. 132. No. 3. P. 735.
12. Spengler C.J., Viswanathan R. Effect of sequential sulfidation and oxidation on the propagation of sulfur in an 85 Ni–15 Cr alloy // Metallurgical and Materials Transactions B. 1972. Vol. 3. No. 1. P. 161–166.
13. El-Dahshan M.E., Whittle D.P., Stringer J. Effect of presulfidation on the oxidation behavior of Co-based alloys. Part I. Presulfidation at sulfur partial pressures above the dissociation pressure of cobalt sulfide // Oxidation of metals. 1974. Vol. 8. No. 4. P. 179–209.
14. Hancock P. Vanadic and chloride attack of superalloys // Materials Science and Technology. 1987. Vol. 3. No. 7. P. 536–544.
15. Rapp R.A., Goto K.S. The hot corrosion of metals by molten salts // ECS Proceedings Volumes. 1981. Vol. 10. P. 159–177.
16. Otsuka N., Rapp R.A. Hot Corrosion of Preoxidized Ni by a Thin Fused  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  Film at 900 °C // Journal of the Electrochemical Society. 1990. Vol. 137. No. 1. P. 46–52.
17. Zhang X., Rapp R.A. Electrochemical Impedance of a Platinum Electrode in Fused  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  Melts in  $\text{SO}_2$ – $\text{O}_2$  Environments // Journal of the Electrochemical Society. 1993. Vol. 140. No. 10. P. 2857–2862.
18. Numata H., Nishikata A., Haruyama S. Electrochemical studies of corrosion of iron, nickel and nickel alloys in alkali sulfate melt // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1983. Vol. 24. P. 303–310.
19. Fang W.C., Rapp R.A. Electrochemical Reactions in a Pure  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  Melt // Journal of the Electrochemical Society. 1983. Vol. 130. No. 12. P. 2335–2340.
20. McKee D.W., Romeo G. Carbon deposition and the role of reducing agents in hot-corrosion processes // Metallurgical Transactions. 1973. Vol. 4. No. 8. P. 1877–1885.
21. Barklow R.H., Goebel J.A., Pettit F.S. Erosion-corrosion of coatings and superalloys in high-velocity hot gases // ASTM special technical publication. 1979. No. 664. P. 163–192.
22. Kameswari S. The role of NaCl in the hot-corrosion behavior of nimonic alloy 90 // Oxidation of metals. 1986. Vol. 26. No. 1. P. 33–44.
23. Hancock P.J., Hancock H.A., Caley W.F. et al. A review of recent studies of the role of zinc as an inhibitor of hot corrosion from molten sulphates // Materials Science and Engineering A. 1989. Vol. 120. P. 313–318.
24. Donachie M.J.Jr., Sprague R.A., Russell R.N. et al. Sulfidation of Hot Section Alloys in Gas Turbine Engines // ASTM Special Technical Publication. 1967. No. 421. P. 85–105.
25. Шубин И.Ю., Никитин Я.Ю., Пучков Ю.А. и др. Исследование стойкости к высокотемпературной газовой и солевой коррозии жаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2020. № 6. С. 84–106.
26. Goward G.W. Progress in coatings for gas turbine airfoils // Surface and coatings technology. 1998. Vol. 108. P. 73–79.
27. Nicholls J.R. Designing oxidation-resistant coatings // JOM. 2000. Vol. 52. No. 1. P. 28–35.
28. Нарушко Е.О. Защитные покрытия от высокотемпературной газовой коррозии лопаток осевого компрессора в авиастроении // Репозиторий БНТУ. 2011. С. 110–115. URL: <https://rep.bntu.by> (дата обращения: 03.12.2021).
29. Longa-Nava Y., Zhang Y.S., Takemoto M. et al. Hot corrosion of nickel-chromium and nickel-chromium-aluminum thermal-spray coatings by sodium sulfate-sodium metavanadate salt // Corrosion. 1996. Vol. 52. No. 09. P. 680–689.
30. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Конденсированные и конденсационно-диффузионные покрытия для лопаток турбин из жаропрочных сплавов с направленной кристаллической структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 4. С. 15–18.
31. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // Металлы. 2007. № 5. С. 23–34.
32. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Демин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // Сталь. 2016. № 6. С. 70–81.

33. Солнцев Ст.С., Денисова В.С., Розененкова В.А. Реакционное отверждение – новое направление в технологии высокотемпературных композиционных покрытий и материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 329–343. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-329-343.
34. Гончаров Б.Э., Сипатов А.М., Черкашнев Н.Н., Плескань А.Ю., Самохвалов Н.Ю., Ваганова М.Л., Сорокин О.Ю., Солнцев Ст.С., Евдокимов С.А. Исследование высокотемпературной термостойкости антиокислительного покрытия для керамического композиционного материала с многослойной структурой // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). С. 51–58. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.12.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-51-58.
35. Bianco R., Rapp R.A. Pack cementation diffusion coatings // *Metallurgical and ceramic protective coatings*. 1996. P. 236–260.
36. Sánchez L., Bolivar F.J., Hierro M.P. et al. Effect of Ce and La additions in low temperature aluminization process by CVD–FBR on 12 % Cr ferritic/martensitic steel and behaviour in steam oxidation // *Corrosion science*. 2008. Vol. 50. No. 8. P. 2318–2326.
37. Jiang C.Y., Yang Y.F., Zhang Z.Y. et al. A Zr-doped single-phase Pt-modified aluminide coating and the enhanced hot corrosion resistance // *Corrosion Science*. 2018. Vol. 133. P. 406–416.
38. Xu Z., Dai J., Niu J. et al. Isothermal oxidation and hot corrosion behaviors of diffusion aluminide coatings deposited by chemical vapor deposition // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 637. P. 343–349.
39. Picas J.A., Menargues S., Martin E. et al. Characterization of duplex coating system (HVOF + PVD) on light alloy substrates // *Surface and coatings technology*. 2017. Vol. 318. P. 326–331.
40. Wänstrand O., Larsson M., Kassman-Rudolph A. An experimental method for evaluation of the load-carrying capacity of coated aluminium: the influence of coating stiffness, hardness and thickness // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 127. No. 2–3. P. 107–113.
41. Tang P., He D., Li W. et al. Achieving superior hot corrosion resistance by PVD/HVOF duplex design // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 175. Art. 108845. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108845.
42. Doleker K.M., Ozgurluk Y., Kahraman Y. et al. Oxidation and hot corrosion resistance of HVOF/EB-PVD thermal barrier coating system // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 409. Art. 126862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126862.
43. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
44. Muboyadzhyan S.A., Kablov E.N. Vacuum Plasma Technique of Protective Coatings Production of Complex Alloys // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 2. С. 15–18.
45. Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Гаямов А.М., Косьмин А.А. Разработка и исследование комбинированных жаростойких ионно-плазменных покрытий для жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением // *Авиационные материалы и технологии*. 2008. № 3 (8). С. 3–11.
46. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Erosion-Resistant Coatings for Gas Turbine Engine Compressor Blades // *Russian metallurgy (Metally)*. 2017. Vol. 2017. No. 6. P. 494–504.
47. Смирнов А.А., Будиновский С.А. Повышение жаростойкости конденсационно-диффузионных покрытий для лопаток турбин из сплава ЖС32 // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 2 (41). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-3-10.
48. Горлов Д.С., Мубояджян С.А., Щепилов А.А., Александров Д.А. Исследование эрозионной стойкости и теплостойкости ионно-плазменных демпфирующих покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 2 (41). С. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-11-17.
49. Косьмин А.А., Будиновский С.А., Мубояджян С.А. Жаро- и коррозионностойкое покрытие для рабочих лопаток турбины из перспективного жаропрочного сплава ВЖЛ21 // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 1 (46). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.
50. Goyal K., Singh H., Bhatia R. Hot corrosion behaviour of carbon nanotubes reinforced chromium oxide composite coatings at elevated temperature // *Materials Research Express*. 2018. Vol. 5. No. 11. Art. 116408. DOI: 10.1088/2053-1591/aad34.

**References**

1. Prashar G., Vasudev H. Hot corrosion behavior of super alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pp. 1131–1135.
2. Reid W.T. *External corrosion and deposits: boilers and gas turbines*. New York: Elsevier, 1971, 199 p.
3. Lai G.Y. *High-temperature corrosion and materials applications*. ASM International, 2007, 461 p.
4. Rapp R.A. Hot corrosion of materials: a fluxing mechanism? *Corrosion science*, 2002, vol. 44, no. 2, pp. 209–221.
5. Tschinkel J.G. Formation of sodium sulfate in gas turbine combustors. *Corrosion*, 1972, vol. 28, no. 5, pp. 161–169.
6. Stringer J. High-temperature corrosion of superalloys. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3, no. 7, pp. 482–493.
7. Eliaz N., Shemesh G., Latanision R.M. Hot corrosion in gas turbine components. *Engineering failure analysis*, 2002, vol. 9, no. 1, pp. 31–43.
8. Gupta D.K., Rapp R.A. The Solubilities of NiO, Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, and Ternary Oxides in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1980, vol. 127, no. 10, pp. 2194–2201.
9. Zhang Y.S., Rapp R.A. Solubility of  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1985, vol. 132, no. 3, pp. 734.
10. Zhang Y.S. Solubilities of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1986, vol. 133, no. 3, pp. 655.
11. Jose P.D., Gupta D.K., Rapp R.A. Solubility of  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1985, vol. 132, no. 3, pp. 735.
12. Spengler C.J., Viswanathan R. Effect of sequential sulfidation and oxidation on the propagation of sulfur in an 85 Ni–15 Cr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1972, vol. 3, no. 1, pp. 161–166.
13. El-Dahshan M.E., Whittle D.P., Stringer J. Effect of presulfidation on the oxidation behavior of Co-based alloys. Part I. Presulfidation at sulfur partial pressures above the dissociation pressure of cobalt sulfide. *Oxidation of metals*, 1974, vol. 8, no. 4, pp. 179–209.
14. Hancock P. Vanadic and chloride attack of superalloys. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3, no. 7, pp. 536–544.
15. Rapp R.A., Goto K.S. The hot corrosion of metals by molten salts. *ECS Proceedings Volumes*, 1981, vol. 10, pp. 159–177.
16. Otsuka N., Rapp R.A. Hot Corrosion of Preoxidized Ni by a Thin Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Film at 900 °C. *Journal of the Electrochemical Society*, 1990, vol. 137, no. 1, pp. 46–52.
17. Zhang X., Rapp R.A. Electrochemical Impedance of a Platinum Electrode in Fused Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Melts in SO<sub>2</sub>–O<sub>2</sub> Environments. *Journal of the Electrochemical Society*, 1993, vol. 140, no. 10, pp. 2857–2862.
18. Numata H., Nishikata A., Haruyama S. Electrochemical studies of corrosion of iron, nickel and nickel alloys in alkali sulfate melt. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1983, vol. 24, pp. 303–310.
19. Fang W.C., Rapp R.A. Electrochemical Reactions in a Pure Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> Melt. *Journal of the Electrochemical Society*, 1983, vol. 130, no. 12, pp. 2335–2340.
20. McKee D.W., Romeo G. Carbon deposition and the role of reducing agents in hot-corrosion processes. *Metallurgical Transactions*, 1973, vol. 4, no. 8, pp. 1877–1885.
21. Barklow R.H., Goebel J.A., Pettit F.S. Erosion-corrosion of coatings and superalloys in high-velocity hot gases. *ASTM special technical publication*, 1979, no. 664, pp. 163–192.
22. Kameswari S. The role of NaCl in the hot-corrosion behavior of nimonic alloy 90. *Oxidation of metals*, 1986, vol. 26, no. 1, pp. 33–44.
23. Hancock P.J., Hancock H.A., Caley W.F. et al. A review of recent studies of the role of zinc as an inhibitor of hot corrosion from molten sulphates. *Materials Science and Engineering A*, 1989, vol. 120, pp. 313–318.
24. Donachie M.J.Jr., Sprague R.A., Russell R.N. et al. Sulfidation of Hot Section Alloys in Gas Turbine Engines. *ASTM Special Technical Publication*, 1967, no. 421, pp. 85–105.

25. Shubin I.Yu., Nikitin Ya.Yu., Puchkov Yu.A. et al. Investigation of resistance to high-temperature gas and salt corrosion of high-temperature intermetallic titanium alloy VTI-4. *Vestnik MG TU im. N.E. Bauman. Ser.: Mechanical engineering*, 2020, no. 6, pp. 84–106.
26. Goward G.W. Progress in coatings for gas turbine airfoils. *Surface and coatings technology*, 1998, vol. 108, pp. 73–79.
27. Nicholls J.R. Designing oxidation-resistant coatings. *JOM*, 2000, vol. 52, no. 1, pp. 28–35.
28. Narushko E.O. Protective coatings against high-temperature gas corrosion of axial compressor blades in the aircraft industry. *BNTU repository*, 2011, pp. 110–115. Available at: <https://rep.bntu.by> (accessed: December 03, 2021).
29. Longa-Nava Y., Zhang Y.S., Takemoto M. et al. Hot corrosion of nickel-chromium and nickel-chromium-aluminum thermal-spray coatings by sodium sulfate-sodium metavanadate salt. *Corrosion*, 1996, vol. 52, no. 09, pp. 680–689.
30. Muboyadzhyan S.A., Budinovskiy S.A. Condensed and condensation-diffusion coatings for turbine blades from heat-resistant alloys with a directional crystal structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1996, no. 4, pp. 15–18.
31. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A., Budinovskiy S.A., Lutsenko A.N. Ion-plasma protective coatings for blades of gas turbine engines. *Metally*, 2007, no. 5, pp. 23–34.
32. Kablov E.N., Nikiforov A.A., Demin S.A., Chesnokov D.V., Vinogradov S.S. Promising coatings for corrosion protection of carbon steels. *Stal*, 2016, no. 6, pp. 70–81.
33. Solncev S.S., Denisova V.S., Rozenenkova V.A. Reaction cure – the new direction in technology of high-temperature composite coatings and materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 329–343. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-329-343.
34. Goncharov B.E., Sipatov A.M., Cherkashneva N.N., Pleskan A.Yu., Samokhvalov N.Yu., Vaganova M.L., Sorokin O.Yu., Solntsev St.S., Evdokimov S.A. Studies of thermal shock resistance of an anti-oxidation coating for a multi-layered ceramic composite. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 06 (accessed: December 3, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-51-58.
35. Bianco R., Rapp R.A. Pack cementation diffusion coatings. *Metallurgical and ceramic protective coatings*, 1996, pp. 236–260.
36. Sánchez L., Bolivar F.J., Hierro M.P. et al. Effect of Ce and La additions in low temperature aluminization process by CVD–FBR on 12 % Cr ferritic/martensitic steel and behaviour in steam oxidation. *Corrosion science*, 2008, vol. 50, no. 8, pp. 2318–2326.
37. Jiang C.Y., Yang Y.F., Zhang Z.Y. et al. A Zr-doped single-phase Pt-modified aluminide coating and the enhanced hot corrosion resistance. *Corrosion Science*, 2018, vol. 133, pp. 406–416.
38. Xu Z., Dai J., Niu J. et al. Isothermal oxidation and hot corrosion behaviors of diffusion aluminide coatings deposited by chemical vapor deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 637, pp. 343–349.
39. Picas J.A., Menargues S., Martin E. et al. Characterization of duplex coating system (HVOF + PVD) on light alloy substrates. *Surface and coatings technology*, 2017, vol. 318, pp. 326–331.
40. Wänstrand O., Larsson M., Kassman-Rudolph A. An experimental method for evaluation of the load-carrying capacity of coated aluminium: the influence of coating stiffness, hardness and thickness. *Surface and Coatings Technology*, 2000, vol. 127, no. 2–3, pp. 107–113.
41. Tang P., He D., Li W. et al. Achieving superior hot corrosion resistance by PVD/HVOF duplex design. *Corrosion Science*, 2020, vol. 175, art. 108845. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108845.
42. Doleker K.M., Ozgurluk Y., Kahraman Y. et al. Oxidation and hot corrosion resistance of HVOF/EB-PVD thermal barrier coating system. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 409, art. 126862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126862.
43. Muboyadzhyan S.A., Budinovskij S.A. Ion-plasma technology: prospective processes, coatings, equipment. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
44. Muboyadzhyan S.A., Kablov E.N. Vacuum Plasma Technique of Protective Coatings Production of Complex Alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1995, no. 2, pp. 15–18.

45. Budinovskij S.A., Muboyadzhyan S.A., Gayamov A.M., Kosmin A.A. Development and research of the combined heat resisting ion-plasma coverings for the heat resisting nickel alloys alloyed by a reniye. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2008, no. 3 (8), pp. 3–11.
46. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Erosion-Resistant Coatings for Gas Turbine Engine Compressor Blades. *Russian metallurgy (Metally)*, 2017, vol. 2017, no. 6, pp. 494–504.
47. Smirnov A.A., Budinovskiy S.A. Improvement of heat resistance of condensation and diffusion coatings for turbine blades from ZhS32 alloy. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 2, pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-3-10.
48. Gorlov D.S., Muboyadzhyan S.A., Shhepilov A.A., Aleksandrov D.A. The research of erosion resistance and heat resistance of the ion-plasma damping coatings. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 2, pp. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-11-17.
49. Kosmin A.A., Budinovskiy S.A., Muboyadzhyan S.A. Heat and corrosion resistant coating for working turbine blades from promising high-temperature alloy VZhL21. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 1 (46), pp. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.
50. Goyal K., Singh H., Bhatia R. Hot corrosion behaviour of carbon nanotubes reinforced chromium oxide composite coatings at elevated temperature. *Materials Research Express*, 2018, vol. 5, no. 11, art. 116408. DOI: 10.1088/2053-1591/aadc34.

**Информация об авторах**

**Заварзин Семен Витальевич**, ведущий инженер, к.х.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

**Чесноков Дмитрий Владимирович**, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Козлов Илья Андреевич**, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Information about the authors**

**Semyon V. Zavarzin**, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

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

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.12.2021.

The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 21.12.2021.

Научная статья

УДК 620.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-135-144

**МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУР  
ПЕРЕГРЕВА ОБРАЗЦОВ ПВХ-ПРОФИЛЯ**С.В. Панин<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Основной целью данной работы являлось моделирование температур максимального нагрева образцов из ПВХ-профиля в климатических условиях города Геленджика, а также в других климатических условиях (город Москва). Проведена оценка максимальных температур нагрева поверхности образцов ПВХ-профиля, имеющих сложную пространственную форму, оценены различные подходы к их моделированию и прогнозированию в других климатических условиях. Отмечено возможное влияние формы образцов на процессы их теплообмена с окружающей средой.

**Ключевые слова:** натурные климатические испытания, конструктивно-подобные образцы, ПВХ-профиль, нагрев поверхности, перегрев поверхности, моделирование, прогнозирование

**Для цитирования:** Панин С.В. Моделирование и прогнозирование температур перегрева образцов ПВХ-профиля // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-135-144.

Scientific article

**MODELING AND PREDICTION OF OVERHEATING TEMPERATURES  
OF PVC PROFILE SAMPLES**S.V. Panin<sup>1</sup>

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

**Abstract.** The main purpose of this work was to simulate the temperatures of maximum heating of PVC-profile samples in the climatic conditions of the city of Gelendzhik and their modeling in other climatic conditions (the city of Moscow). The work evaluates the maximum heating temperatures of the surface of PVC-profile samples having a complex spatial shape, evaluates various approaches to its modeling and forecasting in other climatic conditions. The possible influence of the shape of the samples on the processes of their heat exchange with the environment is noted.

**Keywords:** full-scale climatic tests, structurally similar samples, PVC-profile, surface heating, surface overheating, modeling, forecasting

**For citation:** Panin S.V. Modeling and prediction of overheating temperatures of PVC profile samples. Trudy VIAM, 2022, no. 3 (109), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-135-144.

### **Введение**

При оценке работоспособности материалов в процессе испытаний в натуральных климатических условиях необходимо не только оценивать изменение их служебных характеристик в ходе экспозиции, но и обладать сведениями о комплексе воздействующих метеопараметров, особенно об их экстремальных значениях. Так, в процессе проектирования изделий, эксплуатируемых в различных климатических районах, конструктору необходимо не только закладывать в ожидаемые условия эксплуатации конструкции значения воздействующих метеопараметров (минимальные и максимальные температуры воздуха, порывы ветра, количество атмосферных осадков, дозы солнечной радиации и т. д.), но и учитывать, к каким экстремальным режимам эксплуатации приведет воздействие этих метеопараметров на саму конструкцию [1–4].

Использование при оценке условий эксплуатации конструкции только температуры окружающей среды недостаточно для достоверной оценки реальных режимов ее работы, так как за счет нагрева поверхности солнечным излучением разница между температурой воздуха и поверхностью образца может достигать 30–45 °С [5, 6]. Во многих работах также отмечена важность учета температуры поверхности образцов на скорость протекания коррозии [7–9]: повышение температуры увеличивает скорость коррозионного процесса до начала испарения фазовой пленки влаги и замедляет – когда температура достаточна для испарения влаги с поверхности образца [7]. Примеры физического моделирования представлены в работах [10–14].

Моделирование условий эксплуатации образцов материалов и конструкций в различных климатических зонах по результатам натурной экспозиции позволяет сократить трудозатраты на проведение испытаний. В работе [15] для моделирования и прогнозирования температуры поверхности плоских образцов прямоугольной формы из углепластика КМКУ-3.150.Э0.1, стеклопластика КМКС-4.175.Т10 и алюминиевого сплава Д16-АТ с покрытиями ЭП-140 белого и черного цвета в условиях городов Геленджик (ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова – НИЦ «Курчатовский институт» (ГЦКИ ВИАМ)) и Москва (МЦКИ ВИАМ – НИЦ «Курчатовский институт» (МЦКИ ВИАМ)) использована мультилинейная модель. Доказана способность с ее помощью прогнозировать температуру испытываемых образцов при экспонировании в выбранной климатической зоне с варьируемыми параметрами модели по результатам аппроксимации в другой зоне. По результатам экспозиции образцов в ГЦКИ ВИАМ и МЦКИ ВИАМ смоделированы температуры их поверхности в зависимости от комплексов воздействующих метеопараметров. При прогнозе температуры образцов из стеклопластика КМКС-4.175.Т10 в ГЦКИ ВИАМ ошибка составила 0,9 °С. Прогноз модели при сопоставлении с фактическими результатами измерений в МЦКИ ВИАМ увеличил ошибку до 1,9 °С. Модель, построенная по метеорологическим показателям МЦКИ ВИАМ, дала ошибку прогноза: для МЦКИ ВИАМ – 1,1 °С; 1,3 °С – для ГЦКИ ВИАМ.

В данной работе использованы подходы, изложенные в работах [2, 15], для моделирования и прогнозирования максимальных температур нагрева образцов из ПВХ-профиля сложной формы (по сравнению с испытываемыми обычно плоскими тонкими образцами прямоугольной формы), применяемого при изготовлении пластиковых окон в климатических условиях города Геленджика, и для прогнозирования максимальных температур нагрева в климатических условиях города Москвы.

### **Материалы и методы**

В ГЦКИ ВИАМ в течение летнего периода 2021 г. проводили испытания образцов из ПВХ-профиля, применяемого при изготовлении пластиковых окон. Образцы представляли собой часть оконной рамы длиной 500 мм с естественными внутренними

технологическими полостями, перегородками и резиновыми уплотнениями. Образцы окрашены восемью промышленными эмалями разных цветов, которые применяются при производстве оконных пакетов, т. е. образцы являлись частью непосредственно эксплуатируемой конструкции.

Образцы экспонировали на атмосферном стенде на открытой площадке ГЦКИ ВИАМ, расположенном под углом 45 градусов к горизонту и ориентированном на юг (рис. 1). В процессе экспозиции фиксировали метеопараметры атмосферно-испытательного полигона ГЦКИ ВИАМ, а также температуру поверхности экспонируемых образцов путем закрепления на их внутренней стороне датчиков температуры поверхности с помощью термоклей.



Рис. 1. Экспозиция образцов ПВХ-профиля в ГЦКИ ВИАМ

При проектировании подобных конструкций необходимо уделять особое внимание ожидаемым условиям эксплуатации конструкции, так как от этого зависит правильный выбор материалов изделия, в том числе силовых элементов и систем покрытий. Поскольку оконные профили в основном используются на открытом воздухе в естественной атмосфере климатического района, то можно необоснованно предположить, что нагрев конструкции будет сопоставим с температурой окружающей среды.

Основной задачей данной работы являлась оценка максимальной температуры поверхности образцов из ПВХ-профиля и ее моделирование в зависимости от значений воздействующих метеопараметров.

Для моделирования и прогнозирования температуры поверхности образцов использованы подходы, изложенные в работах [2, 15]. Для этого использована мультилинейная зависимость

$$T_s = B_0 + \sum B_{ink} x_{nk}, \quad (1)$$

где  $T_s$  – вычисляемая температура поверхности образца;  $x$  – воздействующие климатические факторы;  $B_{ink}$  – варьируемые параметры модели;  $B_0$  – постоянная.

В качестве моделируемой температуры использовали температуру поверхности самого «горячего» образца в период максимального нагрева образцов, в качестве воздействующих климатических факторов – скорость ветра, относительную влажность и температуру воздуха, плотность потока суммарной солнечной радиации и положение Солнца относительно района экспозиции (углы склонения и высоты Солнца над горизонтом).

Изначально параметры  $B_{ink}$  модели (1) подобраны за весь период экспозиции и опробованы на результатах испытаний в день с максимальной температурой поверхности образцов, т. е. день с наибольшей среднесуточной температурой воздуха. На рис. 2 (и далее) приведены фактически измеренные температуры поверхности образца (маркеры) и их смоделированные значения в виде линий.

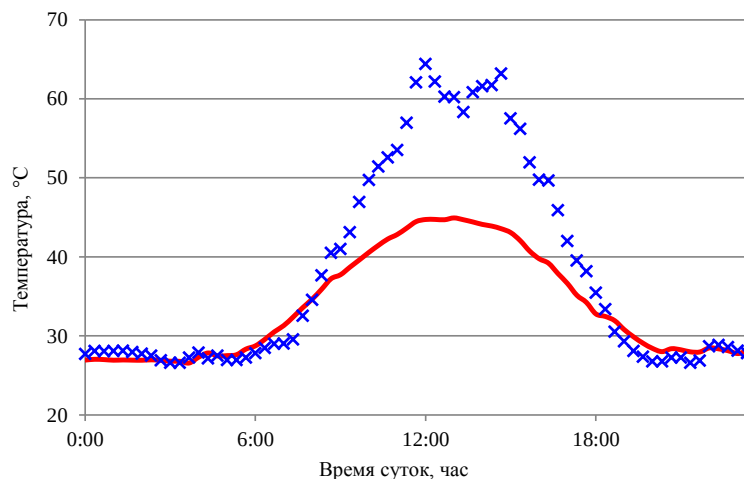


Рис. 2. Смоделированная температура (—) образца в самый жаркий день экспозиции и фактически измеренные значения – маркеры (×)

Модель описывает все экспериментальные данные с достаточно высокой достоверностью (коэффициент детерминации 0,92 при стандартной ошибке 2,5 °С), однако из приведенных на рис. 2 данных видно, что фактическая максимальная температура поверхности образца может быть занижена моделью на ~20 °С.

Недостаточная точность моделирования максимальных температур нагрева поверхности исследуемых образцов может быть связана, в том числе, с их сложной формой – наличие дополнительных ребер жесткости и пустот. На рис. 2 отчетливо наблюдаются два пика значений температуры поверхности образцов. На рис. 3 приведены значения температуры воздуха и солнечной радиации, а также температура поверхности другой крупногабаритной конструкции, экспонируемой на атмосферно-испытательном полигоне ГЦКИ ВИАМ. Однако значительных перепадов в значениях метеопараметров в указанный период времени не наблюдалось. Наличие двух пиков на графике температуры поверхности свидетельствует о более сложных процессах, проходящих при теплообмене образцов сложной формы с окружающей средой. Причем, как следует из полученных данных, максимальная температура поверхности (первый пик) зафиксирована не в момент максимальной температуры воздуха (момент второго пика).

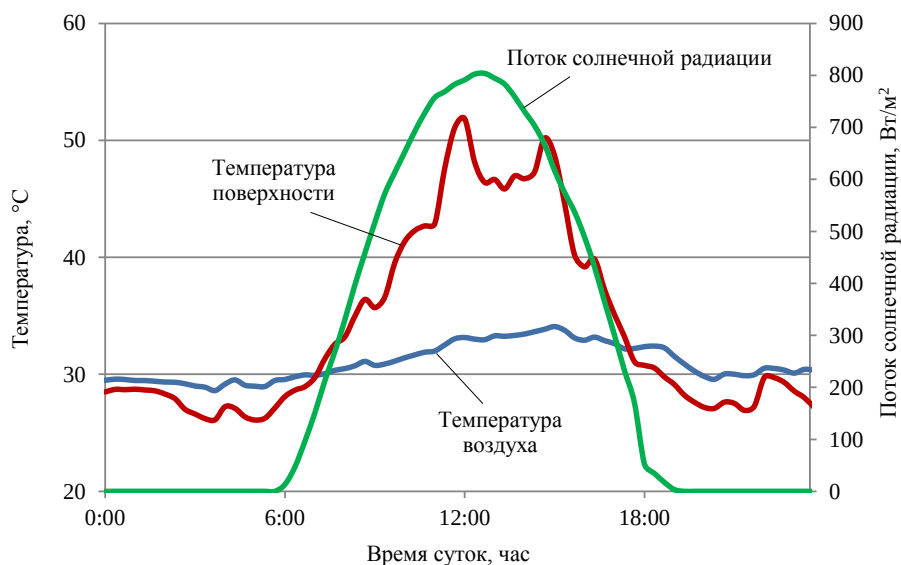


Рис. 3. Температура поверхности крупногабаритной конструкции 29 августа 2021 г.

Для повышения точности прогноза максимальных температур нагрева поверхности в качестве воздействующих климатических факторов в модель (1) добавлены вторая и четвертая степени температуры воздуха, а в качестве экспериментальных данных использованы результаты, полученные в течение 10 сут экспозиции, с максимальной среднесуточной температурой воздуха (720 наблюдений, коэффициент детерминации 0,93 при стандартной ошибке 2,6 °C), а также 10 сут экспозиции с максимальным нагревом поверхности образцов (720 наблюдений, коэффициент детерминации 0,90 при стандартной ошибке 3,9 °C). Результаты исследований приведены на рис. 4.

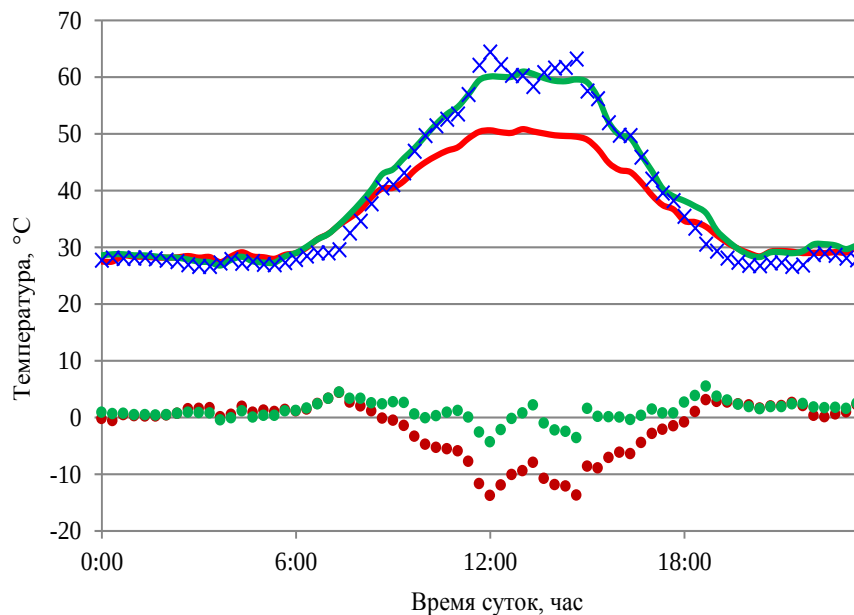


Рис. 4. Сравнение моделей температуры (× — измеренная) поверхности образцов по 10 самым жарким дням (—, • — ошибка) и по 10 дням с максимальным нагревом поверхности образцов (—, • — ошибка)

### Результаты и обсуждение

Из данных, представленных на рис. 4, видно, что модель, построенная по данным за 10 дней с максимальным нагревом поверхности образцов, достовернее описывает фактически измеренные значения температуры поверхности в периоды максимальных нагревов поверхности. Например, в день с максимальным нагревом поверхности за весь период экспозиции (29 августа) разница между фактической и смоделированной температурами составила  $-4,3$  °C.

Значения фактически измеренных и смоделированных максимальных значений температур поверхности приведены в табл. 1 и 2.

Для оценки максимально возможного нагрева поверхности испытанных образцов в условиях климата Геленджика, использована модель для моделирования нагрева поверхности в период с 2009 по 2019 г. (дни с максимальной температурой воздуха в году). Полученные данные приведены в табл. 3.

Поскольку, с учетом данных табл. 2, смоделированная максимальная температура поверхности образцов может быть занижена моделью на  $12,5$  °C, в табл. 3 также указана температура возможного нагрева поверхности.

Таблица 1

**Первые 10 дней с максимальной среднесуточной температурой воздуха  
в порядке ее убывания**

| Дата                                         | T <sub>ср</sub> | T <sub>max</sub> | SR*,<br>МДж | Максимальная температура поверхности, °C |           |         |
|----------------------------------------------|-----------------|------------------|-------------|------------------------------------------|-----------|---------|
|                                              | °C              |                  |             | по факту                                 | по модели | разница |
| 29.08.2021                                   | 31,0            | 34,0             | 22,46       | 64,4                                     | 50,8      | −13,6   |
| 15.07.2021                                   | 30,5            | 33,7             | 29,12       | 53,8                                     | 51,2      | −2,6    |
| 17.07.2021                                   | 29,8            | 31,1             | 27,83       | 45,8                                     | 48,2      | +2,4    |
| 04.08.2021                                   | 29,3            | 32,7             | 24,25       | 58,7                                     | 49,3      | −9,4    |
| 30.08.2021                                   | 29,3            | 34,0             | 20,68       | 53,7                                     | 50,7      | −3,0    |
| 05.08.2021                                   | 29,2            | 32,0             | 25,09       | 43,2                                     | 47,6      | +4,4    |
| 18.07.2021                                   | 29,1            | 31,2             | 27,14       | 48,2                                     | 48,0      | −0,2    |
| 06.08.2021                                   | 29,1            | 32,0             | 25,97       | 50,7                                     | 49,7      | −1,0    |
| 14.07.2021                                   | 28,9            | 32,6             | 26,28       | 56,8                                     | 48,4      | −8,4    |
| 07.08.2021                                   | 28,8            | 34,1             | 17,26       | 47,8                                     | 52,2      | 4,4     |
| *Здесь и далее – энергия солнечной радиации. |                 |                  |             |                                          |           |         |

\*Здесь и далее – энергия солнечной радиации.

Таблица 2

**Первые 10 дней с максимальным нагревом поверхности образцов  
в порядке убывания температуры нагрева поверхности**

| Дата       | T <sub>ср</sub> | T <sub>max</sub> | SR,<br>МДж | Максимальная температура поверхности, °C |           |         |
|------------|-----------------|------------------|------------|------------------------------------------|-----------|---------|
|            | °C              |                  |            | по факту                                 | по модели | разница |
| 29.08.2021 | 31,0            | 34,1             | 22,46      | 64,4                                     | 60,1      | −4,3    |
| 22.08.2021 | 25,1            | 29,6             | 24,32      | 63,8                                     | 51,3      | −12,5   |
| 28.08.2021 | 27,7            | 32,5             | 21,35      | 62,6                                     | 51,5      | −11,1   |
| 24.08.2021 | 27,7            | 30,9             | 23,11      | 61,1                                     | 52,2      | −8,9    |
| 26.07.2021 | 27,4            | 31,2             | 17,96      | 58,3                                     | 56,3      | −2,0    |
| 23.08.2021 | 26,7            | 29,1             | 14,90      | 57,4                                     | 48,8      | −8,6    |
| 14.07.2021 | 28,9            | 32,6             | 26,28      | 56,8                                     | 55,7      | −1,1    |
| 01.07.2021 | 26,8            | 31,4             | 29,43      | 55,0                                     | 54,1      | −0,9    |
| 24.07.2021 | 26,3            | 30,2             | 27,49      | 54,8                                     | 50,7      | −4,1    |
| 09.08.2021 | 26,1            | 29,6             | 14,31      | 54,8                                     | 51,2      | −3,6    |

Таблица 3

**Моделируемые максимальные температуры нагрева поверхности образцов  
в ГЦКИ ВИАМ по годам**

| Дата        | T <sub>ср</sub> | T <sub>max</sub> | SR,<br>МДж | Максимальная смоделирован-<br>ная температура поверхности | Возможный нагрев<br>поверхности |
|-------------|-----------------|------------------|------------|-----------------------------------------------------------|---------------------------------|
|             | °C              |                  |            | °C                                                        |                                 |
| 08.08.2010  | 34,0            | 38,6             | 24,96      | 75,9                                                      | 88,5                            |
| 29.07.2011  | 32,2            | 36,8             | 25,48      | 68,2                                                      | 80,8                            |
| 24.07.2012* | 33,6            | 37,6             | 26,44      | 76,9                                                      | 89,4                            |
| 16.08.2013  | 30,2            | 33,6             | 21,63      | 54,1                                                      | 66,7                            |
| 12.07.2014  | 28,7            | 36,4             | 20,33      | 64,9                                                      | 77,5                            |
| 24.07.2015  | 30,1            | 35,0             | 25,92      | 59,2                                                      | 71,8                            |
| 22.06.2016  | 30,6            | 35,3             | 27,56      | 62,2                                                      | 74,8                            |
| 28.07.2017  | 30,0            | 36,6             | 19,06      | 69,5                                                      | 82,1                            |
| 07.08.2018  | 30,2            | 35,2             | 23,88      | 60,7                                                      | 73,3                            |
| 20.06.2019  | 30,3            | 34,4             | 25,77      | 56,0                                                      | 68,6                            |

\*День с максимально возможным нагревом поверхности.

Из приведенных многолетних данных и значений смоделированных температур можно предположить, что поверхность исследуемых образцов может нагреться до 76,9–89,4 °С.

На рис. 5 показан смоделированный нагрев поверхности образцов в течение суток 24 июля 2012 г.

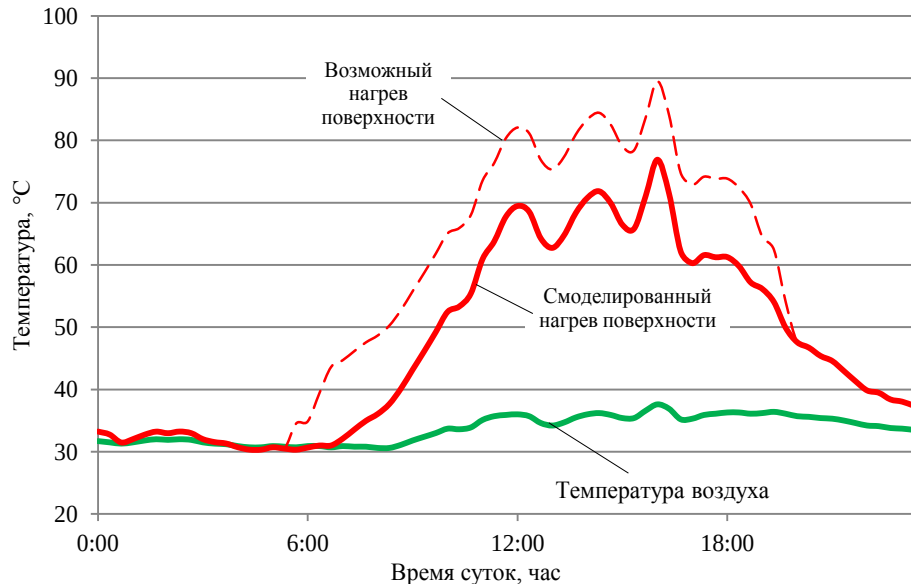


Рис. 5. Смоделированный нагрев поверхности образцов 24 июля 2012 г.

Для оценки возможного максимального нагрева поверхности исследуемых образцов в районе с другими климатическими условиями, смоделирована температура нагрева поверхности 23 июня 2021 г. в условиях промышленной атмосферы города Москвы (табл. 4, рис. 6). Значения метеопараметров получены на метеостанции МЦКИ ВИАМ.

Таблица 4

**Моделируемая максимальная температура нагрева поверхности образцов  
в климатических условиях города Москвы**

| В климатических условиях города Москвы |                 |                  |            |                                                      |                              |
|----------------------------------------|-----------------|------------------|------------|------------------------------------------------------|------------------------------|
| Дата                                   | T <sub>ср</sub> | T <sub>max</sub> | SR,<br>МДж | Максимальная смоделированная температура поверхности | Возможный нагрев поверхности |
|                                        | °C              |                  |            | °C                                                   |                              |
| 23.06.2021                             | 31,9            | 37               | 32         | 72,8                                                 | 85,3                         |

Следует отметить, что при эксплуатации конечных изделий (оконных рам), выполненных из полимерных материалов и окрашенных исследуемыми лакокрасочными покрытиями, в условиях города Москвы температура их поверхности может достигать 72,8–85,3 °С.

Таким образом, производители достаточно широко применяемых оконных профилей должны учитывать при выборе материалов конструкции, что она может испытывать при эксплуатации воздействие температурных режимов, значительно превышающих среднегодовые и экстремальные температурные показатели климатического района.

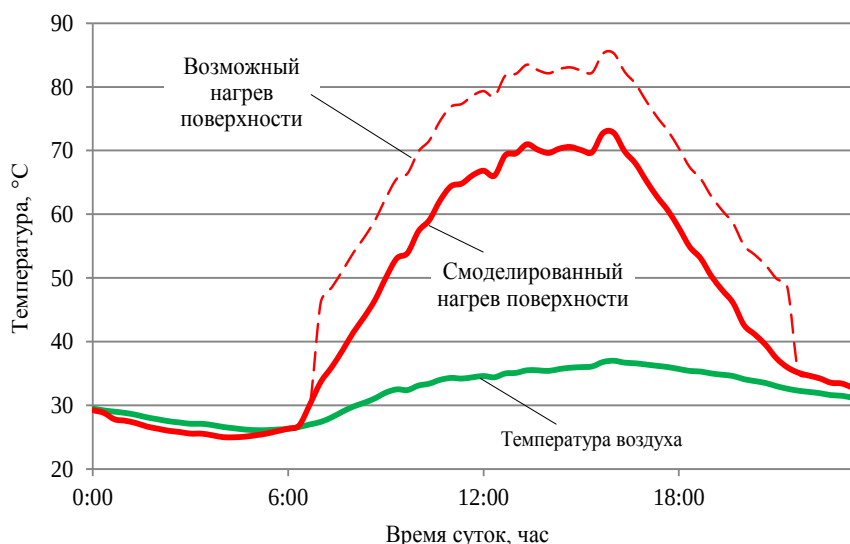


Рис. 6. Смоделированный нагрев поверхности образцов 23 июня 2021 г. в условиях города Москвы

### Заключения

Построена линейная модель зависимости температуры нагрева поверхности образцов из ПВХ-профиля, применяемого для изготовления пластиковых окон, от значений воздействующих метеопараметров – скорости ветра, относительной влажности и температуры (вторая и четвертая степени) воздуха, плотности потока суммарной солнечной радиации и положения Солнца (углы склонения и высоты над горизонтом).

Установлено, что модель, построенная по результатам всего периода экспозиции (летний период 2021 г.), описывает максимальные температуры нагрева поверхности с ошибкой до  $-20^{\circ}\text{C}$ .

Недостаточная точность моделирования максимальных температур нагрева поверхности исследуемых образцов может быть связана, в том числе, с их сложной формой – наличие дополнительных ребер жесткости и пустот. По результатам исследований наблюдаются два пика в значениях температуры поверхности образцов, однако значительных перепадов в значениях метеопараметров в указанный период времени не наблюдается. Наличие пиков на графике температуры поверхности свидетельствует о более сложных процессах, проходящих при теплообмене образцов сложной формы с окружающей средой. Причем, как следует из полученных данных, максимальная температура поверхности (первый пик) зафиксирована не в момент максимальной температуры воздуха (второго пика).

Для повышения точности моделирования использована модель, построенная по первым 10 дням с максимальным нагревом поверхности образцов, которая описывает фактически измеренные данные с ошибкой до  $-12,5^{\circ}\text{C}$ . Следует отметить, что ошибка модели в день с максимальным нагревом поверхности за весь период испытаний составила  $-4,3^{\circ}\text{C}$ .

Спрогнозирован максимальный нагрев поверхности образцов за 10 лет метеонаблюдений, который составил от  $76,9^{\circ}\text{C}$  (смоделированный) до  $89,4^{\circ}\text{C}$  (возможный). Использование модели для моделирования максимального нагрева поверхности испытываемых образцов в промышленной атмосфере города Москвы позволило спрогнозировать нагрев поверхности в пределах  $72,8\text{--}85,3^{\circ}\text{C}$ .

Следует отметить, что в настоящее время получить модель, достаточно достоверно описывающую периоды максимального нагрева поверхности с использованием значений воздействующих метеопараметров, не удалось. Однако полученные данные позволяют судить об условиях эксплуатации конечных изделий в различных климатических регионах в зависимости от наблюдаемых экстремальных показаний их метеопараметров.

#### Список источников

1. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
2. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагонасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 2 (47). С. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
3. Старцев О.В., Медведев И.М., Курс М.Г. Твердость как индикатор коррозии алюминиевых сплавов в морских условиях // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 3 (24). С. 16–19.
4. Абрамова М.Г., Луценко А.Н., Варченко Е.А. Об особенностях подтверждения соответствия климатической стойкости материалов авиационного назначения на всех этапах жизненного цикла (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.
5. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Кротов А.С., Кириллов В.Н. Климатическое старение композиционных материалов авиационного назначения. I. Механизмы старения // *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 11. С. 19–26.
6. Старцев В.О., Медведев И.М., Старцев О.В. Прогнозирование температуры образцов алюминиевого сплава с эпоксидным покрытием при длительном экспонировании в натурных климатических условиях // *Труды ВИАМ*. 2016. № 10 (46). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.11.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-96-105.
7. Guedes Soares C., Garbatov Y., Zayed A., Wang G. Influence of environmental factors on corrosion of ship structures in marine atmosphere // *Corrosion Science*. 2009. Vol. 51. No. 9. P. 2014–2026.
8. Grossman P.R. Investigation of atmospheric exposure factors that determine time of wetness of outdoor structures. ASTM International, 1978. P. 5–16.
9. Gardiner C.P., Melchers R.E. Enclosed atmospheric corrosion in ship spaces // *British Corrosion Journal*. 2003. Vol. 6. No. 4. P. 272–276.
10. Al-Rawahi N.Z., Zurigat Y.H., Al-Azri N.A. Prediction of hourly solar radiation on horizontal and inclined surfaces for Muscat/Oman // *The Journal of Engineering Research*. 2011. Vol. 8. No. 2. P. 19–31.
11. Bijl P. Modelling of sample surface temperature in an outdoor weathering test // *Polymer Testing*. 2011. Vol. 30. No. 5. P. 485–492.
12. Burch D.M., Martin J.W. Predicting the Temperature and Relative Humidity of Polymer Coatings in the Field // *Service Life Prediction of Organic Coatings ACS Symposium Series*. American Chemical Society, 1999. P. 85–107.
13. Burch D., Martin J., Van Landingham M. Computer analysis of a polymer coating exposed to field weather conditions // *Journal of Coatings Technology*. 2002. Vol. 74. No. 924. P. 75–86.
14. Pickett J.E., Sargent J.R. Sample temperatures during outdoor and laboratory weathering exposures // *Polymer Degradation and Stability*. 2009. Vol. 94. No. 2. P. 189–195.
15. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.

# References

1. Kablov E.N., Startsev V.O. Systematical analysis of the climatic influence on mechanical properties of the polymer composite materials based on domestic and foreign sources (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
2. Kablov E.N., Startsev V.O., Inozemtsev A.A. The moisture absorption of structurally similar samples from polymer composite materials in open climatic conditions with application of thermal spikes. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 2 (47), pp. 56–68. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-56-68.
3. Startsev O.V., Medvedev I.M., Kurs M.G. Hardness as the indicator of corrosion of aluminum alloys in sea conditions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 3, pp. 16–19.
4. Abramova M.G., Lutsenko A.N., Varchenko E.A. Concerning the aspects of validation of climate resistance of airborne materials at all life cycle stages (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.
5. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of aviation composite materials. I. Mechanisms of aging. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2010, no. 11, pp. 19–26.
6. Startsev V.O., Medvedev I.M., Startsev O.V. Prognostication of surface temperature of epoxy coatings on aluminum alloy subjected to long exposure in natural climate conditions. *Trudy VIAM*, 2016, no. 10, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 26, 2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-12-12.
7. Guedes Soares C., Garbatov Y., Zayed A., Wang G. Influence of environmental factors on corrosion of ship structures in marine atmosphere. *Corrosion Science*, 2009, vol. 51, no. 9, pp. 2014–2026.
8. Grossman P.R. Investigation of atmospheric exposure factors that determine time of wetness of outdoor structures. *ASTM International*, 1978, pp. 5–16.
9. Gardiner C.P., Melchers R.E. Enclosed atmospheric corrosion in ship spaces. *British Corrosion Journal*, 2003, vol. 6, no. 4, pp. 272–276.
10. Al-Rawahi N.Z., Zurigat Y.H., Al-Azri N.A. Prediction of hourly solar radiation on horizontal and inclined surfaces for Muscat/Oman. *The Journal of Engineering Research*, 2011, vol. 8, no. 2, pp. 19–31.
11. Bijl P. Modelling of sample surface temperature in an outdoor weathering test. *Polymer Testing*, 2011, vol. 30, no. 5, pp. 485–492.
12. Burch D.M., Martin J.W. Predicting the Temperature and Relative Humidity of Polymer Coatings in the Field. *Service Life Prediction of Organic Coatings ACS Symposium Series*. American Chemical Society, 1999, pp. 85–107.
13. Burch D., Martin J., Van Landingham M. Computer analysis of a polymer coating exposed to field weather conditions. *Journal of Coatings Technology*, 2002, vol. 74, no. 924, pp. 75–86.
14. Pickett J.E., Sargent J.R. Sample temperatures during outdoor and laboratory weathering exposures. *Polymer Degradation and Stability*, 2009, vol. 94, no. 2, pp. 189–195.
15. Kablov E.N., Startsev V.O. Measurement and forecasting of materials samples' temperature during weathering in different climatic zones. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 47–58. DOI: 10.18577 / 2071-9140-2020-0-4-47-58.

## Информация об авторах

**Панин Сергей Викторович**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

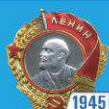
## Information about the authors

**Sergei V. Panin**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 06.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.12.2021.  
The article was submitted 06.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 08.12.2021.



ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ  
«ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»  
НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬНОГО ЦЕНТРА «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»  
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ



## ВИАМ – ВЕДУЩИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ



- Реализует полный инновационный цикл – от фундаментальных и прикладных исследований до создания высокотехнологичных наукоемких производств по выпуску материалов нового поколения, полуфабрикатов и уникального технологического оборудования.
- Разрабатывает и поставляет широкую номенклатуру металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов и средств защиты от коррозионных поражений и биоповреждений с возможностью осуществления поставки продукции под контролем ВП МО РФ.

На основании одобренного Президентом Российской Федерации В.В. Путиным принципа создания отрасли малотоннажных производств в материаловедческих НИИ и ГНЦ в ВИАМ создано:

**25** высокотехнологичных  
наукоемких производств по выпуску  
**253** наименований материалов  
и полуфабрикатов

### ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

- Включает 19 комплексов уникальной стендовой и испытательной базы.
- Проводит более 1000 видов исследований и испытаний на 1100 единицах исследовательского и испытательного оборудования.
- Аккредитован в качестве технически компетентного центра Росавиацией, Российским морским регистром судоходства, филиалом ФГБУ «46 ЦНИИ» Минобороны России, признан компанией Snecma группы SAFRAN.
- Включен в международную сеть станций климатических испытаний Atlas Material Testing Technology LLC.



**УЛЬЯНОВСКИЙ**  
НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР



Разработка технологий и производство полуфабрикатов и изделий из ПКМ.

**ГЕЛЕНДЖИКСКИЙ**  
ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ИМ. Г.В. АКИМОВА



Единственный в России соответствующий международным стандартам центр климатических испытаний материалов, средств защиты от коррозии, старения и биоповреждений при одновременном воздействии нагрузок и коррозионной среды.

**ВОСКРЕСЕНСКИЙ**  
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР



Разработка технологий и производство бериллийсодержащих сплавов, полимерных связующих, препрегов, материалов для безэховых камер.

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](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.pф](http://www.viam.pф); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



## МОДИФИКАТОР АЛЮМИНАТ КОБАЛЬТА МАРОК АК-1, АК-2, АК-3 ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МАКРОСТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

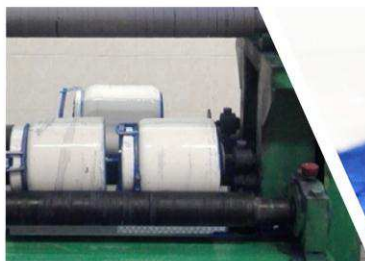


**СОДЕРЖАНИЕ СВОБОДНОГО КОБАЛЬТА  
В МОДИФИКАТОРЕ – МЕНЕЕ 2%,  
ЧТО ПОЗВОЛЯЕТ ИСКЛЮЧИТЬ  
ЕГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ  
С РАСПЛАВЛЕННЫМ МЕТАЛЛОМ  
И ПОЛУЧИТЬ ОТЛИВКУ БЕЗ  
ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ.**

При производстве алюмината кобальта марок АК-1, АК-2, АК-3 используются исходные материалы с низким содержанием щелочных металлов, что приводит к увеличению живучести суспензии при изготовлении керамических оболочковых форм.

Производственные мощности

**3 000 кг** алюмината кобальта  
в год



КЕРАМИЧЕСКАЯ  
ФОРМА



Лопатка, полученная  
без модификатора  
(А)  
и с модификатором  
(Б)

А

Б

| Показатели                               | Значения показателей алюмината кобальта марки |            |             |
|------------------------------------------|-----------------------------------------------|------------|-------------|
|                                          | АК-1                                          | АК-2       | АК-3        |
| Содержание свободного кобальта, %        | <2                                            | <2         | <2          |
| Удельная поверхность, см <sup>2</sup> /г | 4500–6500                                     | 8000–10000 | 10000–12000 |

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНАТА КОБАЛЬТА ОБЕСПЕЧИВАЕТ:

- повышение плотности;
- снижение ликвационной неоднородности;
- измельчение макрозерна и фрагментов микроструктуры металла отливок.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.pф](http://www.viam.pф); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



## АЛЮМИНИЕВЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ



**РАЗРАБОТКА НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ  
ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ  
И ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ  
ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ НИХ, СЛОИСТЫХ  
АЛЮМОСТЕКЛОПЛАСТИКОВ (СИАЛ)**



Сопровождение промышленного производства, решение научных и технических задач в области материаловедения алюминиевых сплавов.

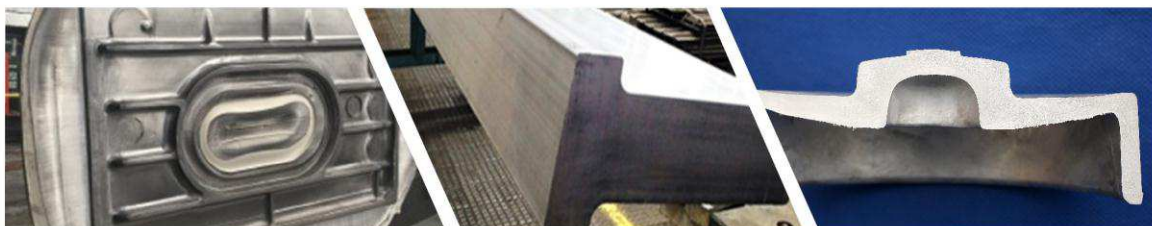
**Термическая обработка полуфабрикатов  
и деталей из алюминиевых сплавов**

**до 30 000 кг** заготовок деталей  
в год

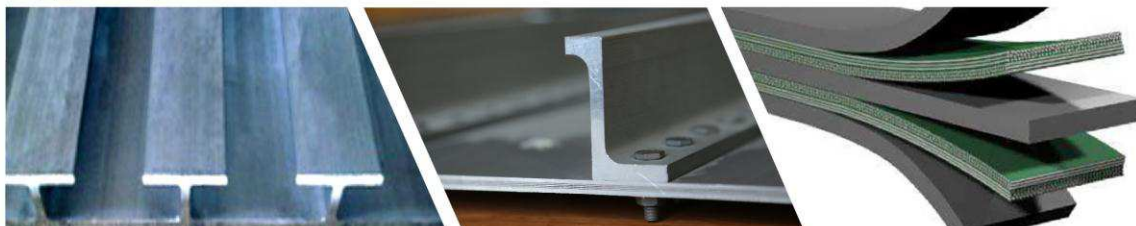
**Металлографический анализ структуры  
алюминиевых сплавов**

**300 шт.** образцов  
в год

Полуфабрикаты из новых алюминиевых деформируемых сплавов



Гибридные материалы на основе листов алюминия



### **ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:**

- разработку и технологическое сопровождение производства алюминиевых деформируемых сплавов и слоистых алюмо-стеклопластиков (СИАЛ);
- проведение работ по выявлению причин разрушения изделий и производственного брака полуфабрикатов из алюминиевых деформируемых сплавов;
- проведение термической обработки алюминиевых сплавов.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.pф](http://www.viam.pф); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



# ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ИХ ПЕРЕРАБОТКИ



ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА  
ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ  
МАТЕРИАЛОВ НА ВЫСОКОМ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ УРОВНЕ



Производственные  
мощности:

30 000 м<sup>2</sup> углеродных тканей в год

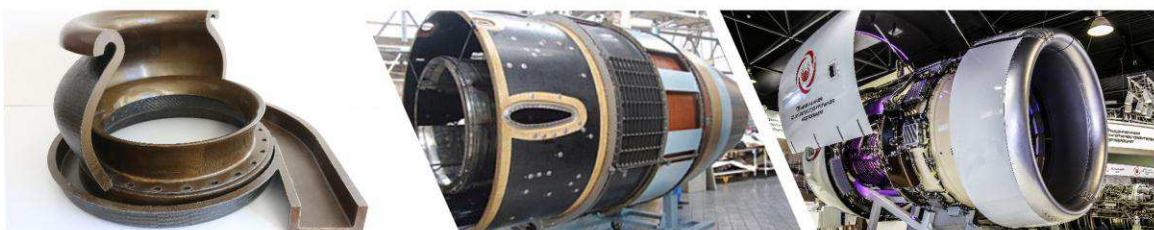
9 пропиточных линий

80 000 м<sup>2</sup> препрегов в год

90 000 кг связующих в год



Во ФГУП «ВИАМ» разработаны углепластики, стеклопластики и органопластики с рабочей температурой от -60 до +350°C.



Разработанные материалы применяются в различных изделиях авиационного назначения.

## ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- углеродные ткани – ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-2.200Т, ВТкУ-3;
- углепластики – ВКУ-39/ВТкУ-2.200, ВКУ-39/ВТкУ-2.280, ВКУ-29/ВТкУ-3, ВКУ-28/SYT55(S), ВКУ-25/SYT49S, ВКУ-30K.UMT49, ВКУ-30K.SYT49(S), ВКУ-57, ВКУ-45Ж/UMT-12K.ОЖН, ВКУ-45/UMT-3K.PTH, ВСП-3М/SYT55(S)-12K, ВСП-3М/ВТкУ-2.280, КМУ-11-М-2.200, ВКУ-38ТР, ВКУ-38ЖН;
- стеклопластики – ВПС-48/7781, ВПС-48/120, серия КМКС-2м. и КМКС-4, ВПС-53/120, ВПС-53/Т-25, ВСП-3М/Т-25, ВПС-31, ВПС-47/7781, ВПС-59/290, ВПС-42П/Т-64, ВПС-39П, СТ-69Н;
- органопластики – Органит 11ТЛ, Органит 12Т(М), ВКО-20, ВКО-2ТБ, Оргалон АФ-1М;
- гибридные материалы – ВКГ-5, ВСП-3М/РВМПН-10-400/SYT45-3К.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.ppf](http://www.viam.ppf); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



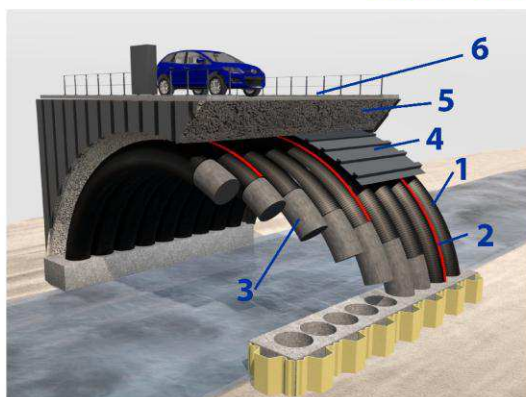
## ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬСТВА И ЭЛЕКТРОТЕХНИКИ



РАЗРАБОТАНЫ И РЕАЛИЗОВАНЫ  
В КОНСТРУКЦИЯХ ПОЛИМЕРНЫЕ  
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
ДЛЯ ГРАЖДАНСКИХ ОТРАСЛЕЙ  
ПРОМЫШЛЕННОСТИ



### БЫСТРОВОЗВОДИМЫЙ МОСТ



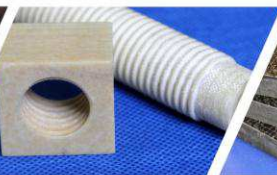
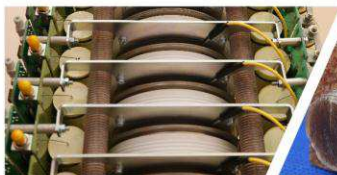
- 1 – арочные элементы (углепластик ВКУ-51);
- 2 – датчики контроля напряженно-деформированного состояния на базе информкомпозитов;
- 3 – бетон;
- 4 – профнастил (стеклопластик ВПС-58);
- 5 – песчано-гравийная смесь;
- 6 – дорожное покрытие.



### ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- углеродные ткани – ВТКУ-2.200, ВТКУ-2.280, ВТКУ-2.200Т, ВТКУ-3;
- строительство быстровозводимых мостов с применением арочных оболочек из углепластика и листов профилированного настила до 20 м в соответствии с проектной документацией на мост «под ключ»;
- систему мониторинга мостового сооружения «под ключ» (ТУ26.51-014-07545412-2017) для отслеживания нагружения в режиме «реального времени»;
- лицензию на изготовление связующего ВСВ-43, арочных элементов из ВКУ-51, профнастила из ВПС-58;
- системы мониторинга.

### ПКМ ДЛЯ СИЛОВЫХ СБОРОК



### ПРЕИМУЩЕСТВА ИЗДЕЛИЙ:

- класс горючести – трудногоряющие;
- водопоглощение 0,1%;
- высокая стойкость к агрессивным средам и коррозии.

### ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- эпоксидное связующее ВСЭ-39 (пултрузия/инфузия);
- опорные плиты;
- стеклопластик ВПС-61;
- углепластик ВКУ-49;

МАССА ИЗДЕЛИЯ  
СНИЖЕНА НА

**35%**  
(с 80 до 50 кг)

- электроизолирующие стяжки.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.ppf](http://www.viam.ppf); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



## ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ



ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА  
ГЕРМЕТИЗИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ, РЕЗИН  
И ПОЛИМЕРНЫХ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ  
И ОГНЕЗАЩИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ  
СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ.  
ВЕДЕТСЯ РАЗРАБОТКА РЕЦЕПТУР  
ДАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЙ  
ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ

Производственные  
мощности

**3 000 кг**

полисульфидных  
герметиков  
в год

**10 000 кг**

фторсилоксановых  
герметиков  
в год

**20 000 кг**

силоксановых  
герметиков  
в год

**15 000 кг**

полимерных теплозащитных  
и огнезащитных материалов  
в год



### ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- тиоколовые герметики: ВЭР-1, ВИТЭФ-1Б, ВИТЭФ-2НТ, ВТК-1-29, ВГМ-Л, ВГМ-Л-3;
- силоксановые герметики: ВИКСИНТ КТМ, Пенoгерметик ВПГ-300М, ВИКСИНТ У-20-92, ВИКСИНТ У-20-99;
- фторсилоксановые герметики: ВГФ-1, ВГФ-2, ВГФ-2М, ВГФ-8, УФ-7-21;
- полимерные теплозащитные и огнезащитные материалы: ВЗО-9, ВЗО-9Х, ВОЗП-4, ВШ-РС-1, ВШ-4, ТЗР-5М, ВТИ-3, 1-ВШ, ВШ-27Ф;
- теплоаккумулирующие материалы: В-ТАМ-50, ВТА-55, В-ТАМ-80, В-ТАМ-130;
- резина: ВР-38М, ВР-42;
- профилактические составы: ВИПС-1.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09 на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.pф](http://www.viam.pф); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



## ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ



ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА  
СОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ  
ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ  
И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ



Производственные  
мощности

до 5 000 кг

литьевых  
термопластов  
в год

5 000 м<sup>2</sup>

тканепленочных  
материалов  
в год

500 кг

вибропоглощающих  
материалов  
в год

750 м<sup>2</sup>

акустических  
материалов  
в год

200 кг

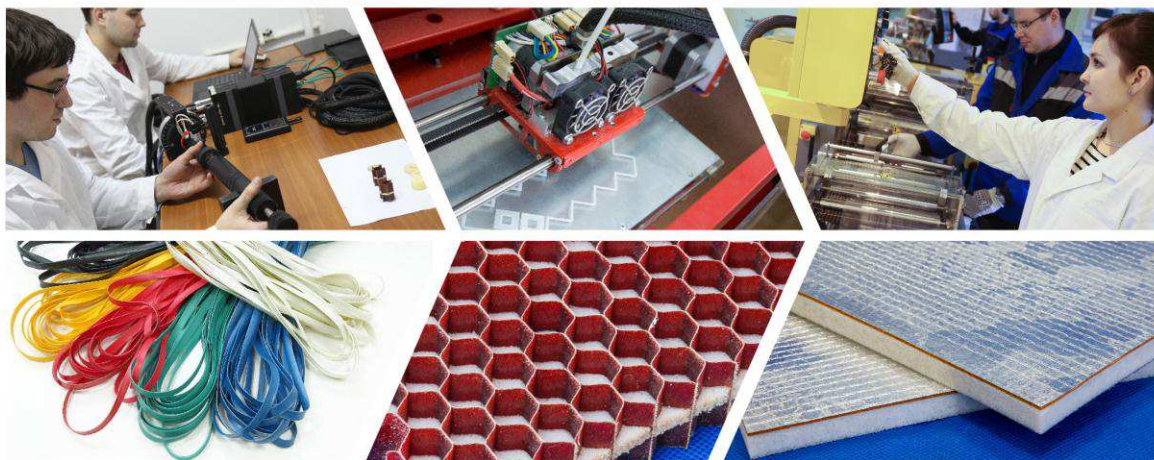
термопластичных  
композиций для 3D-печати  
в год

2 250 м<sup>2</sup>

СПП покрытия  
в год

до 5 000 кг

полировочных  
и шлифовальных паст  
в год



### ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- литьевые термопласты и термоэластопласты марок ПК-М-2, ВТП-1-Л, ВТП-5, ВТП-7, ПА-12-Л, ВТЭП-3-Л;
- термопластичные ПКМ марок КТМС-1П, ВПС-38Т, КТМУ-1, ВКУ-43, ВКУ-44;
- термопластичные композиции для 3D-печати;
- полировочная паста ВИАМ-3;
- шлифовальная паста М-20;
- вибропоглощающие материалы марок ВТП-1В, ВТП-2В, ВТП-3В;
- акустические материалы марок ВЗМК-1, ВТИ-26;
- тканепленочные материалы марок ВРТ-9, ВРТ-10, ВРТ-11, ВРТ-12.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09 на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.pф](http://www.viam.pф); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



# ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР



## КОМПЛЕКСНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И КВАЛИФИКАЦИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУФАБРИКАТОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

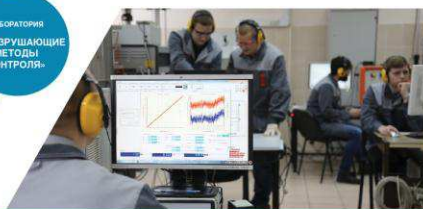


Испытательный центр  
ВИАМ включает в себя:

**>700** единиц испытательного  
оборудования

**>1000** видов исследований  
и испытаний

**>400** единиц исследовательского  
оборудования



ИЦ ВИАМ аккредитован Федеральным агентством  
воздушного транспорта (Росавиация) в качестве технически  
компетентного испытательного центра



Московский и Геленджикский центры климатических  
испытаний (МЦКИ ВИАМ и ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова)  
включены в международную сеть станций климатических  
испытаний Atlas Material Testing Technology LLC

ИЦ ВИАМ имеет аттестат аккредитации группы компаний  
Safran, подтверждающий соответствие процедурам GRP-0087  
«Перечень требований к поставщикам Safran,  
участвующим в производстве продукции группы»  
и GRM-0123 «Руководство для поставщиков»



Техническая компетенция ИЦ ВИАМ признана  
Российским морским регистром судоходства

ИЦ ВИАМ аттестован филиалом ФГБУ «46 ЦНИИ» Минобороны России в качестве испытательного подразделения, соответствующего требованиям к технической компетентности и независимости, предъявляемым в руководящем документе РД В 319.02.70-08 «Аппаратура, приборы, устройства военного назначения. Требования к испытательным подразделениям и порядок их аттестации» (включая ГОСТ ISO/IEC 17025-2019 «Общие требования к компетентности испытательных и калибровочных лабораторий»)

## ИЦ ПРЕДЛАГАЕТ:

- физико-механические испытания;
- спектральные, химико-аналитические исследования;
- разработку и поставку стандартных образцов материалов;
- исследования теплофизических свойств;
- исследования методами неразрушающего контроля;
- исследования на климатическую, микробиологическую стойкость и пожаробезопасность;
- металлофизические исследования.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)  
[www.viam.pf](http://www.viam.pf); [www.viam.ru](http://www.viam.ru); [isp.viam.ru](http://isp.viam.ru)

---

## 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](mailto:admin@viam.ru)  
[www.ВИАМ.РФ](http://www.ВИАМ.РФ); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)