



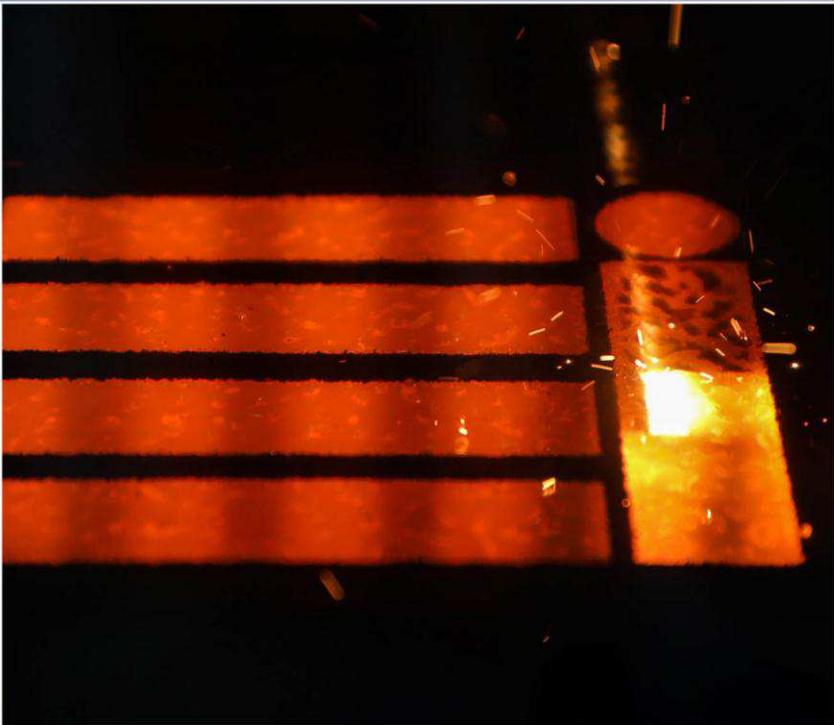
ISSN 2713-0193

№4 (65)  
2021

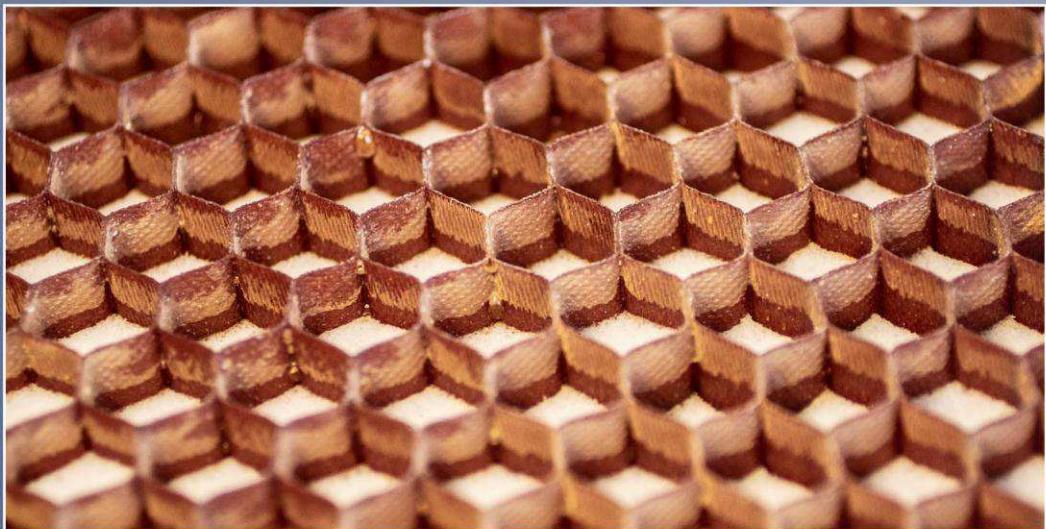
# Авиационные

## МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

научно - технический журнал



Жаропрочные  
и конструкционные  
материалы



Металлические  
и неметаллические  
композиционные  
материалы

Защитные  
и функциональные  
материалы  
и покрытия

Ресурсные  
и климатические  
испытания  
материалов



[www.viam.ru](http://www.viam.ru)





## ВИАМ – ВЕДУЩИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ



- Реализует полный инновационный цикл – от фундаментальных и прикладных исследований до создания высокотехнологичных научноемких 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  
научноемких производств по выпускну  
**253** наименований материалов  
и полуфабрикатов

### ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

- Включает 19 комплексов уникальной стеновой 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.



**SAFRAN**  
Snecma

**ATLAS**  
MATERIAL TESTING SOLUTIONS

**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 берилийсодержащих  
сплавов, полимерных связующих, препрогов, материалов  
для безэховых камер.



# Авиационные МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

научно-технический журнал

ПЕРИОДИЧНОСТЬ 4 ВЫПУСКА В ГОД

№ 4 (65) декабрь 2021

**Учредитель периодического издания**  
НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

**Редакционный совет****Председатель совета – главный редактор**

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

**Члены совета:**

**Берлин А.А.** академик РАН, профессор (ИХФ им. Н.Н. Семёнова РАН)

**Габдуллин М.Т.** канд. физ.-мат. наук (Казахский национальный университет им. аль-Фараби)

**Гречников Ф.В.** академик РАН, профессор (Самарский университет)

**Епишин А.И.** докт. физ.-мат. наук (Берлинский технический университет)

**Красовский А.Л.** канд. хим. наук (Dow Chemical Company)

**Кульков А.А.** докт. техн. наук, профессор (ЦНИИСМ)

**Ломберг Б.С.** докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

**Марковцев В.А.** докт. техн. наук (Ульяновский НИАТ)

**Постнов В.И.** докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

**Славин А.В.** докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

**Шмотин Ю.Н.** докт. техн. наук (ОДК)

**Аграфенина Е.А.** ответственный секретарь (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

**Издатель**  
ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ

105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17  
Тел.: +7 (499) 261-86-77; факс: +7 (499) 267-86-09  
Эл. почта: admin@viam.ru; сайт: www.viam.ru

**Редакция:**

редакторы – Е.А. Аграфенина, Ю.В. Коломиец;  
корректор – И.С. Туманова; верстка – М.С. Закржеевская

Ответственный за выпуск – В.Г. Дворянин

**Адрес редакции:**

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, 17  
Тел.: +7 (499) 263-87-37; +7 (499) 263-87-18; факс: +7 (499) 267-86-09  
Эл. почта: journal@viam.ru; сайт: www.journal.viam.ru

Свидетельство о регистрации средства массовой информации  
Эл № ФС77-79717 от 07.12.2020.

Журнал включен в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук, научометрическую базу РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), реферативно-информационную базу RSCI (Russian Science Citation Index на платформе Web of Science). 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). Полные тексты статей с 2005 по 2018 год находятся в открытом доступе на официальном сайте журнала [www.journal.viam.ru](http://www.journal.viam.ru) в разделе «Архив журнала». Полные тексты статей журнала текущего года доступны при оформлении коммерческого доступа к изданию. При использовании материалов в любой форме ссылка на журнал «Авиационные материалы и технологии» обязательна.

**СОДЕРЖАНИЕ****Жаропрочные сплавы и стали**

- Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Козлов И.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н.** Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники 3
- Воронов В.А., Чайникова А.С., Лебедева Ю.Е., Ткаченко Д.М.** Влияние морфологии, фазового состава и содержания частиц оксида алюминия на реологические свойства водных суспензий на их основе 14

**Легкие сплавы**

- Дуюнова В.А., Путырский С.В., Арисланов А.А., Крохина В.А., Ширяев А.А.** Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства прутков из сплава ВТ47 26

**Композиционные материалы**

- Железина Г.Ф., Соловьева Н.А., Кулагина Г.С., Шульденшова П.М.** Исследование возможности повышения стойкости к удару тонколистовых углепластиков за счет плакирования арамидным органопластиком 35
- Тимошков П.Н., Гончаров В.А., Усачева М.Н., Хрульков А.В.** Развитие автоматизированной выкладки: от истоков до наших дней (обзор). Часть 3. Сравнение технологий ATL и AFP. Гибридная технология ATL/AFP 43

**Защитные и функциональные покрытия**

- Гончаров Б.Э., Сипатов А.М., Черкашнева 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 51
- Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р., Лещев Н.Е.** Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: влияние кремния и углерода на структуру и триботехнические характеристики. Часть 1 59

**Испытания материалов**

- Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Прокопенко А.Н., Гуляев А.И.** Релаксация полимерных композиционных материалов под длительным действием статической нагрузки и климата (обзор). Часть 1. Связующие 70
- Дуконова В.А., Кутырев А.Е., Серебренникова Н.Ю., Вдовин А.И., Сомов А.В.** Исследование воздействия агрессивных факторов внешней среды на развитие коррозионных поражений на образцах сплошного металлокерамика класса СИАЛ 81
- Баринов Д.Я., Шорстков С.Ю., Размахов М.Г., Гуляев А.И.** Исследование теплофизических характеристик теплозащитного материала на основе стеклопластика при его деструкции 91
- Скоробогатько Д.С., Головков А.Н., Кудинов И.И., Куличкова С.И.** К вопросу об экотоксичности и эффективности различных классов промышленных неионогенных ПАВ, используемых при очистке металлических поверхностей в процессе капиллярного контроля деталей авиационной техники (обзор) 98
- Орешко Е.И., Ерасов В.С., Уткин Д.А., Автасеева Я.В.** Оборудование для определения физико-механических характеристик материалов методом вдавливания (обзор) 107



PUBLICATION FREQUENCY – QUARTERLY

№ 4 (65) December 2021

***Founder***

NRC «Kurchatov Institute» – VIAM

***Editorial board******Chairman of the Board – Editor-in-Chief***

**Kablov E.N.** Academician of RAS, Professor  
(NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)

***Members of the Board:***

<b>Berlin A.A.</b>	Academician of RAS, Professor (Semenov Institute of Chemical Physics of RAS)
<b>Gabdullin M.T.</b>	Candidate of Sciences (Phys. & Math.) (Al-Farabi Kazakh National University)
<b>Grechnikov F.V.</b>	Academician of RAS, Professor (Samara University)
<b>Epishin A.I.</b>	Doctor of Sciences (Phys. & Math.) (Technical University of Berlin)
<b>Krasovskiy A.L.</b>	Candidate of Sciences (Chem.) (Dow Chemical Company)
<b>Kulkov A.A.</b>	Doctor of Sciences (Tech.), Professor (CRISM)
<b>Lomberg B.S.</b>	Doctor of Sciences (Tech.) (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)
<b>Markovtsev V.A.</b>	Doctor of Sciences (Tech.) (Ulyanovsk NIAT)
<b>Postnov V.I.</b>	Doctor of Sciences (Tech.) (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)
<b>Slavin A.V.</b>	Doctor of Sciences (Tech.) (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM)
<b>Shmotin Yu.N.</b>	Doctor of Sciences (Tech.) (UEC)
<b>Agrafenina E.A.</b>	Executive Secretary (NRC «Kurchatov Institute» – VIAM )

***Publisher***

NRC «Kurchatov Institute» – VIAM

17, Radio str., Moscow, 105005, Russia  
Phone: +7 (499) 261-86-77; fax: +7 (499) 267-86-09  
E-mail: admin@viam.ru; web: www.viam.ru

***Editorial Staff:***

editors – *E.A. Agrafenina, Ju.V. Kolomiets;*  
proofreader – *I.S. Tumanova;* make-up – *M.S. Zakrzhevskaya*

Responsible for issue – *V.G. Dvoryashin****Editorial Address:***

17, Radio str., Moscow, 105005, Russia  
Phone: +7 (499) 261-86-77; fax: +7 (499) 267-86-09  
E-mail: journal@viam.ru; web: www.journal.viam.ru

The Journal is included in PILA (Publishers International Linking Association) and participates in the project CrossRef. All published in the Journal articles are assigned indexes DOI (Digital Object Identifier).

The Journal is included in the abstract and information base RSCI (Russian Science Citation Index on Web of Science), the scientometric base RISC (Russian Index of Scientific Citing) and in «The List of leading reviewed scientific journals and issues, where the main scientific results of theses for competition for the scientific degrees of Doctor and Candidate of Science have to be published» (approved by the Higher Attestation Commission under the Ministry of Education and Science of the Russian Federation – abbr. VAK in Russian). The content of the Journal since 2005 to 2017 is available in an open access format at the section «Archive» on the official web-site [www.journal.viam.ru](http://www.journal.viam.ru). The content of the Journal of the current year is available registration commercial access.

**CONTENTS****Heat-resistant alloys and steels**

- |   |    |
|---|----|
| <b>Kablov E.N., Kutyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N.</b>   | 3  |
| The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction                                      |    |
| <b>Yorov V.A., Chainikova A.S., Lebedeva Yu.E., Tkachenko D.M.</b>  | 14 |
| Influence of morphology, phase composition and content of aluminum oxide particles on rheological properties of aqueous suspensions based on them |    |

**Light-metal alloys**

- |   |    |
|---|----|
| <b>Duyunova V.A., Putyrskiy S.V., Arislanov A.A., Krokhina V.A., Shiryaev A.A.</b>                                      | 26 |
| Analysis of the effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of bars made of VT47 titanium alloy |    |

**Composite materials**

- |  |    |
|--|----|
| <b>Zhelezina G.F., Solovieva N.A., Kulagina G.S., Shuldeshova P.M.</b>   | 35 |
| Study of the possibility of increasing the impact resistance of thin-sheeted carbon fiber-reinforced plastics due to cladding with aramid organoplastics   |    |
| <b>Timoshkov P.N., Goncharov V.A., Usacheva M.N., Khrulkov A.V.</b>  | 43 |
| The development of automated laying: from the beginning to our days (review). Part 3. Comparison of ATL and AFP technologies. Hybrid technology of ATL/AFP |    |

**Protective and functional coatings**

- |  |    |
|--|----|
| <b>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.</b> | 51 |
| Studies of thermal shock resistance of an anti-oxidation coating for a multi-layered ceramic composite   |    |
| <b>Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R., Leschev N.E.</b>   | 59 |
| New wear-resistant cobalt-based alloy: effect of silicon and carbon on structure and tribotechnical characteristics. Part 1                            |    |

**Material tests**

- |  |     |
|--|-----|
| <b>Kablov E.N., Laptev A.B., Prokopenko A.N., Gulyaev A.I.</b>   | 70  |
| Relaxation of polymer composite materials under the prolonged action of static load and climate (review). Part 1. Binders  |     |
| <b>Duyunova V.A., Kutyrev A.E., Serebrennikova N.Yu., Vdovin A.I., Somov A.V.</b>  | 81  |
| Examination of the impact of aggressive environmental factors on the development of corrosion damage on samples of laminated glass-reinforced plastic of SIAL class  |     |
| <b>Barinov D.Ya., Shorstov S.Yu., Razmahov M.G., Gulyaev A.I.</b>  | 91  |
| Examination of thermophysical characteristics of a heat-protective material based on fiberglass during destruction   |     |
| <b>Skorobogatko D.S., Golovkov A.N., Kudinov I.I., Klichkova S.I.</b>  | 98  |
| Revisiting the ecotoxicity and efficiency of different classes of industrial nonionic surfaces used for cleaning metal surfaces in the process of capillary control of details of the aviation technology (review) |     |
| <b>Oreshko E.I., Erasov V.S., Utkin D.A., Avtayeva Ya.V.</b>   | 107 |
| The equipment for definition of physicomechanical characteristics of materials by press-in method (review)   |     |

УДК 620.193

*Е.Н. Каблов<sup>1</sup>, А.Е. Кутырев<sup>1</sup>, А.И. Вдовин<sup>1</sup>, И.А. Козлов<sup>1</sup>, А.Н. Афанасьев-Ходыкин<sup>1</sup>*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВОЗНИКНОВЕНИЯ КОНТАКТНОЙ КОРРОЗИИ В ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В КОНСТРУКЦИИ ДВИГАТЕЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13

*Проведены исследования возможности возникновения контактной коррозии паяных соединений сталей 13Х11Н2В2МФ-Ш и 12Х18Н10Т с использованием припоев ВПр4 и ВПр50, применяемых в конструкции двигателей изделий авиационной техники. Исследование проведено с использованием электрохимических методов. Определены плотности токов коррозии и потенциалы контактных пар в хлоридных растворах. Установлено, что в месте паяного соединения сталей контактной коррозии может быть подвержена сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш. При этом наибольшую опасность для нее представляет припой ВПр4. Исследован механизм коррозии стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в нейтральных средах, на основании которого даны рекомендации по ее защите от контактной коррозии.*

**Ключевые слова:** контактная коррозия, паяные соединения, припой ВПр4 и ВПр50, потенциал контактной пары.

*E.N. Kablov<sup>1</sup>, A.E. Kutyrev<sup>1</sup>, A.I. Vdovin<sup>1</sup>, I.A. Kozlov<sup>1</sup>, A.N. Afanasyev-Khodykin<sup>1</sup>*

## THE RESEARCH OF POSSIBILITY OF GALVANIC CORROSION IN BRAZED CONNECTIONS USED IN AVIATION ENGINE CONSTRUCTION

The article presents the results of research of galvanic corrosion possibility of brazed connections of steels 13Cr11Ni2W2MoV and 12Cr18Ni10Ti with use of the solders VPr4 and VPr50, which are used in design of aviation engineering engines. The research was carried out by electrochemical methods. Corrosion currents' density and contact pairs' potentials in chloride solutions have been determined. It is determined that 13Cr11Ni2W2MoV steel can be exposed to galvanic corrosion in a place of brazed connection. Thus the greatest danger to it is represented by VPr4 solder. The mechanism of corrosion of 13Cr11Ni2W2MoV steel in neutral environments has been examined and recommendations about its protection against galvanic corrosion are made.

**Keywords:** galvanic corrosion, brazed connection, VPr4 and VPr50 solders, contact pair potential.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Проблема обеспечения целостности конструкции авиационной техники практически напрямую связана с процессами коррозии [1–3]. Согласно работе [3], до 80 % дефектов воздушных судов приходится на долю коррозионных поражений. При этом наиболее опасным видом коррозии является контактная коррозия, при которой в результате контакта разнородных материалов происходит резкая интенсификация процессов коррозии [4, 5].

В конструкции воздушных судов, особенно в газотурбинных двигателях широкое распространение получили различные технологии пайки [6–11]. Для соединения нержавеющих и коррозионностойких сталей используются различные припой на основе меди и никеля. В частности, для изготовления топливных коллекторов широко используются стали 12Х18Н10Т и 13Х11Н2В2МФ-Ш, соединяемые между собой пайкой припоями на основе меди – ВПр4 [12] и ВПр50 [13].

При этом паяный шов и соединяемые материалы образуют сложную многокомпонентную систему, в которой могут развиваться процессы контактной коррозии. Основным нормативным документом, определяющим склонность соединений разнородных материалов к контактной коррозии, является ГОСТ 9.005–72. Однако данный стандарт содержит только информацию о допустимых и недопустимых контактных парах, в нем отсутствует какой-либо методический аппарат, позволяющий прогнозировать опасность протекания контактной коррозии и, соответственно, адекватность применения той или иной системы противокоррозионной защиты. Кроме того, этот ГОСТ не пересматривался практически 50 лет и не содержит сведений о новых материалах, применяемых в современной технике.

Помимо указанных недостатков стандарта, сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш невозможно в полной мере отнести к хромистым сталям из-за относительно невысокого содержания в ней хрома. Согласно работам [4, 5], содержание хрома в нержавеющих сталях должно быть не менее 13 % (по массе). Вследствие этого ее контакт со сталью 12Х18Н10Т, а также с припоями может быть опасным, что требует экспериментального исследования. Для исследования возможности протекания контактной коррозии (из-за того, что она определяется разностью электрохимических потенциалов) наиболее целесообразно использовать электрохимические методы, позволяющие определять значения стационарных потенциалов контактирующих материалов и их поляризумость. Кроме того, поскольку детали и конструкции двигателя в процессе эксплуатации подвергаются нагреву, проведение электрохимических исследований необходимо осуществлять в исходном состоянии и после термостатирования при 350 °С.

Работа проведена в рамках реализации комплексных научных проблем 18.6. «Построение комплексных систем защиты особо опасных и критически важных объектов от природно-техногенных катастроф» и 10.9. «Припой и технологии высокотемпературной диффузационной пайки с компьютерным управлением технологическими параметрами для формирования оптимальной структуры паяного соединения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [14, 15].

### **Материалы и методы**

Для исследования использовали образцы из нержавеющих сталей 12Х18Н10Т и 13Х11Н2В2МФ-Ш, в том числе с нанесенными припоями ВПр4 и ВПр50, как в исходном состоянии, так и после термообработки по режиму: 350 °С в течение 10 ч. Составы припоеv приведены в табл. 1.

**Составы припоеv ВПр4 и ВПр50**

Припой	Содержание элементов, % (по массе)											
	Cu	Ni	Mn	Cr	Mo	Co	Nb	Si	Fe	B	P	Ti
ВПр4*	Основа	28,0–30,0	27,0–30,0	–	–	4,0–6,0	–	0,8–1,2	1,0–1,5	0,15–0,25	0,1–0,2	0,05–0,12
ВПр50**	–	Основа	–	18,0–20,0	5,0–6,0	8,0–10,0	0,9–1,4	5,5–6,5	–	1,2–1,5	–	–

*Таблица 1*

\* Информация согласно ОСТ1 90082–88; фосфор и титан вводятся по расчету и химическим анализом не определяются.

\*\* Информация согласно патенту РФ № 2235007.

Подготовку поверхности образцов из нержавеющих сталей проводили в соответствии с положениями ГОСТ 9.912–89. Поверхность образцов шлифовали корундовыми бумагами или шкурками с последовательно убывающей величиной зерна абразива до придания поверхности гладкого блестящего вида. После шлифовки образцы промывали в струе водопроводной воды, обезжиривали этиловым спиртом, ополаскивали дистиллированной водой и высушивали фильтровальной бумагой. Подготовленные образцы хранили в эксикаторе. Продолжительность хранения образцов не превышала 5 ч. Образцы из нержавеющих сталей с нанесенными припоями и покрытиями подготавливали путем обезжиривания этиловым спиртом, ополаскивания дистиллированной водой и высушиванием фильтровальной бумагой.

Для проведения электрохимического исследования использовали потенциостаты Solartron SI 1287 и Parstat 4000 производства фирмы Almatek (Англия) с плоской трехэлектродной ячейкой, позволяющей задавать рабочую площадь образца 1 см<sup>2</sup>. В качестве вспомогательного электрода применяли платиновую сетку, а в качестве электрода сравнения – хлорсеребряный электрод (х.с.э.) в насыщенном растворе KCl, потенциал которого в этой среде относительно нормального водородного электрода составляет величину +202 мВ. Обработку результатов электрохимических измерений проводили в базовой программе CorrView разработчика оборудования фирмы Almatek.

В качестве рабочих растворов, согласно ГОСТ 9.912–89 «Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии», использовали два электролита: 3 %-ный раствор NaCl и 0,3 г/л Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,4 г/л NaCl. Растворы готовили одной партией по 10 л каждого (в целях исключения различия в концентрации растворов, сделанных в разное время) и хранили в герметичной емкости при комнатной температуре. Для приготовления растворов использовали деионизированную воду с электропроводностью  $\leq 1$  мкСм/см и реактивы ч.д.а.

Измерение потенциала коррозии  $E_{ct}$  образцов проводили в течение 1 ч, принимая за  $E_{ct}$  потенциал в конце выдержки при условии, что изменение потенциала за последние 0,5 ч не более 30 мВ.

Для изучения влияния контактной коррозии использовали два метода: графический метод анализа анодных (АПК) и катодных (КПК) поляризационных кривых и измерение потенциала контактной пары. Снятие АПК и КПК проводили после выдержки в растворе в течение 30 мин с контролем изменения потенциала коррозии, согласно вышеприведенной методике. Начальное значение потенциалов устанавливали для АПК на 100 мВ положительнее потенциала коррозии, для КПК – отрицательнее также на 100 мВ. Использовали скорость развертки потенциала 0,16 мВ/с. Снятие АПК останавливали при достижении плотности тока 10<sup>-2</sup> А/см<sup>2</sup> либо потенциала +300 мВ; снятие КПК – при достижении плотности тока 10<sup>-2</sup> А/см<sup>2</sup> либо потенциала –1200 мВ.

Определение потенциала коррозии контактных пар (второй метод) сталей с частично нанесенными припоями с различным соотношением площадей припоя и стали проводили, измеряя потенциал образцов из стали 1 и 2, на которые на половину образца нанесен припой ВПр4 или ВПр50. Образец закрепляли в ячейке таким образом, чтобы в контакте с 3 %-ным раствором NaCl находилась часть поверхности, где соотношение между площадью исходного и облученного участков образца составляло 1/1, 1/3 и 3/1.

Определение потенциала контактной пары трех образцов из стали и одного припоя проводили путем измерения потенциала спаянной системы образцов состава: сталь 1 + припой + сталь 2. Плотность тока контактной коррозии определяли теоретически по анализу поляризационных кривых.

Электрохимическое исследование стали 13Х11Н2В2МФ-Ш проводили методом снятия АПК в двух растворах: 3 %-ный NaCl и 3 %-ный NaCl + 0,1 н. HCl. Перед снятием АПК проводили катодную обработку образцов – выдержку при потенциале –2000 мВ в течение 5 мин. Поляризацию проводили от потенциала –1000 мВ со скоростью развертки 0,16 мВ/с. Поляризацию останавливали при достижении тока  $10^{-2}$  А/см<sup>2</sup> либо при достижении потенциала +300 мВ.

### Результаты и обсуждение

#### *Измерение стационарных потенциалов образцов сталей и припоев*

Значения стационарных потенциалов  $E_{ст}$  исследуемых образцов в двух растворах представлены в табл. 2 (здесь и далее приводятся значения относительно хлорсеребряного электрода). Видно, что значения потенциалов большинства исследуемых образцов в 3 %-ном растворе NaCl имеют достаточно положительное значение – от –0,332 до –0,109 мВ. Термообработка при 350 °С незначительно влияет на значения стационарных потенциалов – различие в полученных значениях для всех исследуемых материалов не превышает 0,031 мВ.

Таблица 2

#### **Значения стационарных потенциалов образцов из сталей и припоев в двух растворах**

Образец	Стационарный потенциал, В, в растворе	
	3 %-ный NaCl	0,3 г/л Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> + 0,4 г/л NaCl
12Х18Н10Т	–0,109	–0,193
12Х18Н10Т (ТО*)	–0,126	–0,125
13Х11Н2В2МФ-Ш	–0,332	–0,429
13Х11Н2В2МФ-Ш (ТО)	–0,305	–0,212
ВПр4	–0,206	–0,115
ВПр4 (ТО)	–0,181	–0,041
ВПр50	–0,177	–0,207
ВПр50 (ТО)	–0,208	–0,281

\* После проведения термообработки (ТО).

Известно, что нержавеющие стали в нейтральных средах находятся в пассивном состоянии [4, 5]. Вследствие этого значения их стационарных потенциалов более положительны по сравнению со стационарными потенциалами для углеродистых сталей – от –0,5 до –0,3 по х.с.э. Это наглядно видно на примере потенциалов для образцов из стали 12Х18Н10Т. Однако потенциал стали 13Х11Н2В2МФ-Ш имеет более отрицательное значение (–0,332 мВ), близкое к значениям потенциала углеродистых сталей. Эта сталь имеет пониженное содержание хрома – менее 13 % (по массе), что не позволяет в полной мере отнести ее к классу нержавеющих сталей [4, 16].

Наиболее отрицательное значение потенциала в растворе 3 %-ного NaCl показывают образцы из стали 13Х11Н2В2МФ-Ш: –0,332 мВ; наиболее положительное значение –0,109 мВ имеет образец из стали 12Х18Н10Т. В испытательном растворе 2 по ГОСТ 9.912–89 потенциал припоя ВПр4 положительнее потенциала стали 12Х18Н10Т, по-видимому, вследствие большого содержания меди в составе припоя. При рассмотрении контактных пар сталь/припой в хлоридных нейтральных средах сталь 12Х18Н10Т и припой ВПр4 будут являться катодами для возможных соединений исследуемых материалов, а сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш – анодом.

По-видимому, вследствие этого наиболее подверженным контактной коррозии материалом является сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш. При этом, возможно, наибольшее воздействие на контактную пару будет оказывать сталь 12Х18Н10Т и/или припой ВПр4. Однако более точно это можно утверждать по результатам снятия КПК с учетом различной поляризующей способности исследуемых материалов.

### Определение плотности тока и потенциала контактных пар

На рис. 1 приведено графическое изображение метода определения плотности тока и потенциала контактных пар с использованием АПК и КПК на примере контакта стали 13Х11Н2В2МФ-Ш и припоя ВПр50 в 3 %-ном растворе NaCl. Поскольку припой ВПр50, согласно данным табл. 2, является катодом, то для него снимали КПК, а для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш – соответственно АПК. Точка пересечения полученных поляризационных кривых будет определять значение плотности тока и потенциала данной контактной пары – в частности, плотность тока составляет величину  $i_{k,k} = 6,52 \cdot 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ , а потенциал –  $E_{k,k} = -0,286 \text{ В}$ . В отличие от прямых измерений тока и потенциала соединений металлических материалов, такой подход, например как в стандарте ASTM G71, имеет большую информативность, поскольку позволяет получать данные о поляризуемости сопряженных материалов.

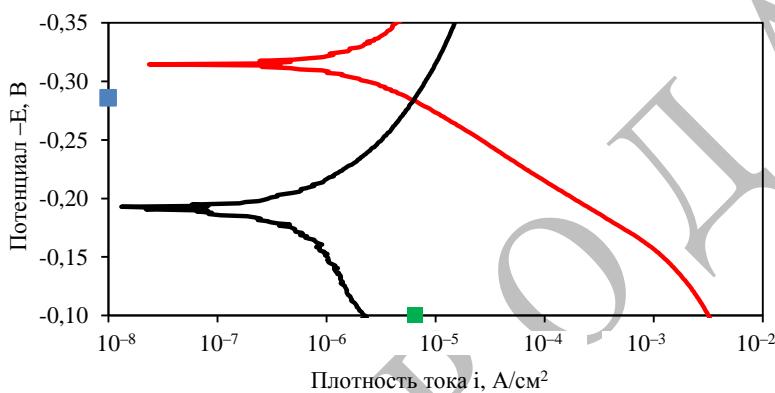


Рис. 1. Определение плотности тока и потенциала контактной коррозии на примере пары «сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш + припой ВПр50» в растворе 1 графическим методом с помощью анодной (—) и катодной (—) поляризационных кривых с определением тока  $i_{k,k}$  (■) и потенциала  $E_{k,k}$  (■) контактной коррозии

В табл. 3 приведены значения плотности тока и потенциалов контактной коррозии исследуемых образцов, экспериментально определенные согласно методике, представленной на рис. 1. Как видно из представленных в табл. 3 данных, наблюдаются небольшие величины плотностей тока контактной коррозии:  $\sim 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ .

Таблица 3

**Плотность тока контактной коррозии пар образцов  
в исходном состоянии (в числителе) и после термообработки (в знаменателе)  
в 3%-ном растворе NaCl (1) и в растворе состава 0,3 г/л Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,4 г/л NaCl (2)**

Материал	Условный номер раствора	Плотность тока $i_{k,k} \cdot 10^6, \text{ А}/\text{см}^2$ , для стали	
		12Х18Н10Т (катод)	13Х11Н2В2МФ-Ш (анод)
Припой ВПр4	1	2,46/0,62	11,60/10,30
	2	0,10/0,22*	3,89/1,44
Припой ВПр50	1	0,11/0,36	6,52/0,92
	2	0,11/1,08	3,03/0,90
Сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш	1	3,25/3,85	–
	2	3,98/1,01	–

\* Для указанной контактной пары в растворе 2 катодом является припой ВПр4, анодом – сталь 12Х18Н10Т.

Проанализировав результаты эксперимента, необходимо отметить, что в растворе 1 контакт «сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш + припой ВПр4» является потенциально опасным для возникновения контактной коррозии, так как плотность тока контактной

коррозии, равная  $i_{к.к.} = 11,60 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>, в данном случае принимает самое высокое значение из исследуемых контактов пар. Следует обратить внимание на контактную пару «сталь 12Х18Н10Т + припой ВПр50», плотность тока контактной коррозии которой показала самое низкое значение –  $i_{к.к.} = 0,11 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>. В растворе 2 контакт сталей 12Х18Н10Т + 13Х11Н2В2МФ-Ш, наряду с контактом «сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш + припой ВПр4», является наиболее опасным, а их плотности тока контактной коррозии составляют  $3,98 \cdot 10^{-6}$  и  $3,89 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup> соответственно.

*Определение потенциалов контактных пар сталей  
с частично нанесенными припоями с различным соотношением  
площадей припоя и стали*

Результаты определения потенциалов контактных пар сталей с различным соотношением площадей припоя и стали в растворе 1 представлены на рис. 2. Поскольку, как показано ранее, наибольшая опасность контактной коррозии проявляется в 3 %-ном растворе NaCl, то данные измерения проводили только в этом растворе.

Увеличение площади катода в контактной паре при наличии возникновения контактной коррозии должно приводить к сдвигу потенциала в положительную область. Для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш такое смещение потенциала наблюдается при контакте с припоеем ВПр4 (рис. 2). Видно, что смещение потенциала стали в положительном направлении при увеличении площади припоя (анода), наблюдается для контакта с припоеем ВПр4 как в исходном, так и в термообработанном состоянии. Это подтверждает тот факт, что припой ВПр4 оказывает влияние на возможность возникновения контактной коррозии стали 13Х11Н2В2МФ-Ш. Для контакта этой стали с припоеем ВПр50 подобной зависимости не наблюдается, что подтверждает безопасность указанного соединения.

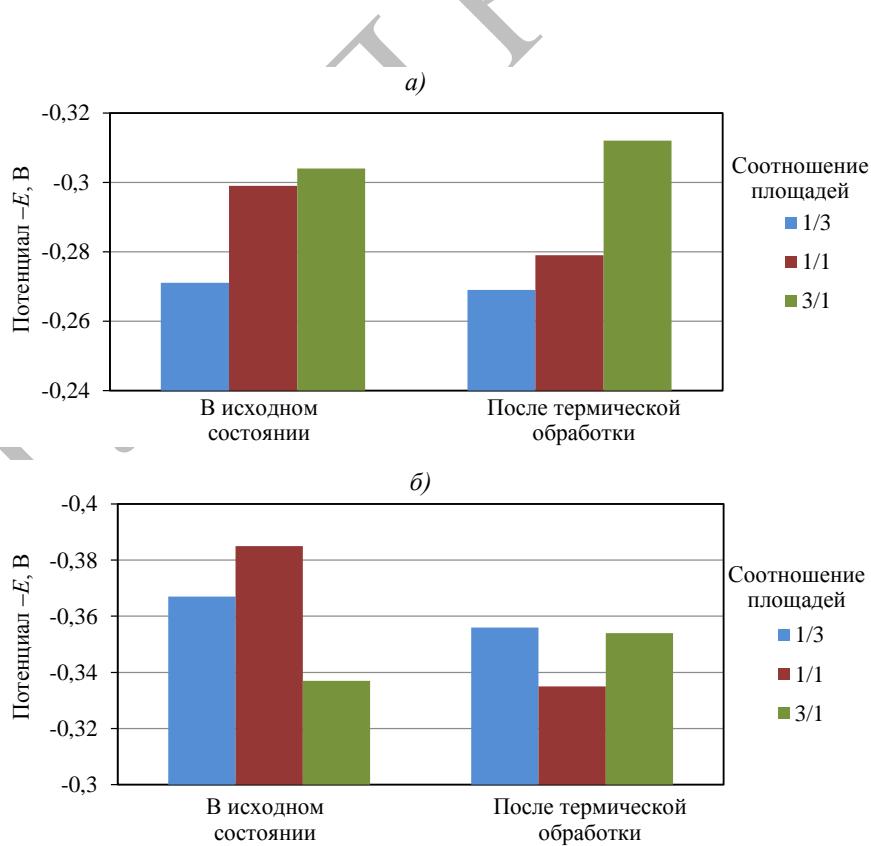


Рис. 2. Результаты измерения потенциалов контактных пар стали 13Х11Н2В2МФ-Ш с припоями ВПр4 (а) и ВПр50 (б) в 3 %-ном растворе NaCl при различном соотношении площадей стали и припоя

*Определение потенциала контактной пары трех образцов –  
сталей и одного припоя*

Определение потенциала контактной пары трех образцов – сталей и одного припоя – проводили путем измерения потенциала полностью погруженного в раствор спаянного соединения состава: сталь 1 + припой + сталь 2 (в разных сочетаниях). Результаты экспериментов представлены в табл. 4.

Таблица 4  
**Потенциал коррозии в растворе для контактных пар из трех образцов,  
в которых стали соединены через припой**

Система материалов	Состояние материала	$E_{ct}$ , В	$i_A^*$ , А/см <sup>2</sup>
Сталь 12Х18Н10Т + припой ВПр4 + сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш	Исходное	-0,369	$6,63 \cdot 10^{-6}$
	После термообработки	-0,267	$1,34 \cdot 10^{-5}$
Сталь 12Х18Н10Т + припой ВПр50 + сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш	Исходное	-0,312	$2,55 \cdot 10^{-7}$
	После термообработки	-0,299	$2,54 \cdot 10^{-6}$

\* Плотность тока, определенная по анодной поляризационной кривой для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш при установленном по таблице стационарном потенциале  $E_{ct}$ .

Результаты эксперимента при контакте трех материалов показывают, что негативное влияние с точки зрения контактной коррозии оказывает припой ВПр4. Влияние припоя ВПр50 на контактную коррозию при пайке сталей 12Х18Н10Т и 13Х11Н2В2МФ-Ш практически отсутствует.

*Исследование электрохимического поведения образцов  
из стали 13Х11Н2В2МФ-Ш*

Электрохимическое исследование поведения нержавеющих сталей проводят при снятии полной АПК, как приведено в стандарте ASTM G5. Для этого необходимо проводить поляризацию образцов сталей, начиная с потенциалов, соответствующих их активному состоянию – в частности, активному состоянию хрома, так как именно от этого элемента зависит установление пассивного состояния нержавеющих сталей. Поскольку на поверхности таких сталей как при контакте с воздухом, так и в нейтральных средах сразу образуется защитная пассивная пленка, то для снятия полной АПК необходимо осуществить активацию поверхности. Согласно работе [17], самым простым способом для этой операции является катодная обработка, приводящая либо к восстановлению оксидной пленки с образованием металла (Me) по реакции  $\text{MeO}_n + 2n\text{H}^+ + 2n\bar{e} \rightarrow \text{Me} + n\text{H}_2\text{O}$ , либо к его частичному восстановлению с образованием оксида более низкой степени валентности  $\text{MeO}_{m-n}$ , согласно реакции  $\text{MeO}_n + 2(n-m)\text{H}^+ + 2(n-m)\bar{e} \rightarrow \text{MeO}_{m-n} + (n-m)\text{H}_2\text{O}$ , и его дальнейшему растворению. Условием активации при этом является наложение катодного потенциала на 0,5 В отрицательнее потенциала Фладе ( $E_F$ ). Величину  $E_F$  для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш можно принять с приближением как для бинарного сплава состава Fe–11 % (по массе) Cr, величина которого в нейтральных условиях рассчитана в работе [18] и составляет -0,375 В или -0,577 В по х.с.э. Вследствие этого перед снятием поляризационной кривой проводили катодную обработку при потенциале -1,2 В. Поскольку определение таких величин, как плотность тока начала пассивации, в данной работе не являлось целью, то продолжительность проведения катодной обработки устанавливали произвольно – в течение 5 мин.

При проведении катодной обработки стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в 3 %-ном растворе NaCl и дальнейшем снятии АПК активационный пик, соответствующий активному растворению стали, не обнаружен (рис. 3, кривая 1). Поэтому использовали подкисленный

раствор хлорида натрия: 3 %-ный NaCl + 0,1 н. HCl (рис. 3, кривая 2). В этом растворе получен характерный для нержавеющих сталей вид АПК – активационный пик и последующее пассивное состояние. При этом в обоих растворах после области пассивации наблюдается резкое увеличение плотности тока – проявление питтинговой коррозии вследствие наличия в растворах хлорид-ионов.

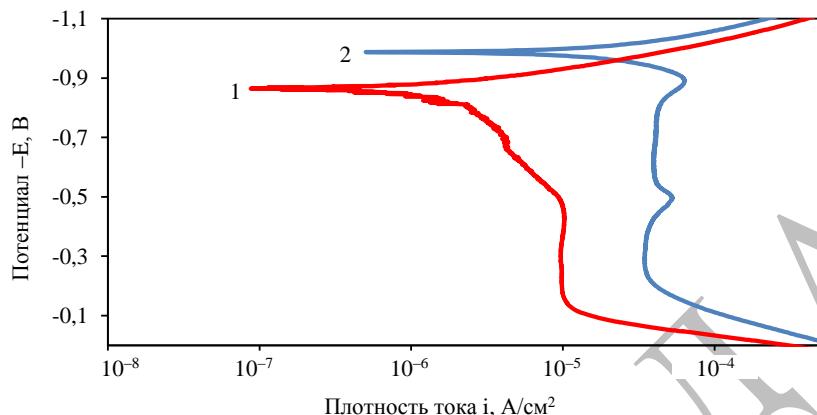


Рис. 3. Анодные поляризационные кривые для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в 3 %-ном растворе NaCl (1) и в растворе 3 %-ный NaCl + 0,1 н. HCl (2) со скоростью развертки 0,16 мВ/с с предварительной катодной выдержкой при потенциале -1,2 В в течение 10 мин

Стационарный потенциал стали 13Х11Н2В2МФ-Ш, определенный в 3 %-ном растворе NaCl (табл. 2), лежит в пассивной области (рис. 3, кривая 2), что указывает на нахождение стали в пассивном состоянии. При этом известно, что сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш подвержена коррозии в атмосферных условиях. Для изучения данного отличия проведено измерение потенциала стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в течение 3 сут. Зависимость потенциала образца из стали 13Х11Н2В2МФ-Ш от продолжительности выдержки в 3 %-ном растворе NaCl представлена на рис. 4. Видно, что потенциал образца исследуемой стали после длительной выдержки лежит в пассивной области. Однако на поверхности образца обнаружены продукты коррозии железа – ржавчина.

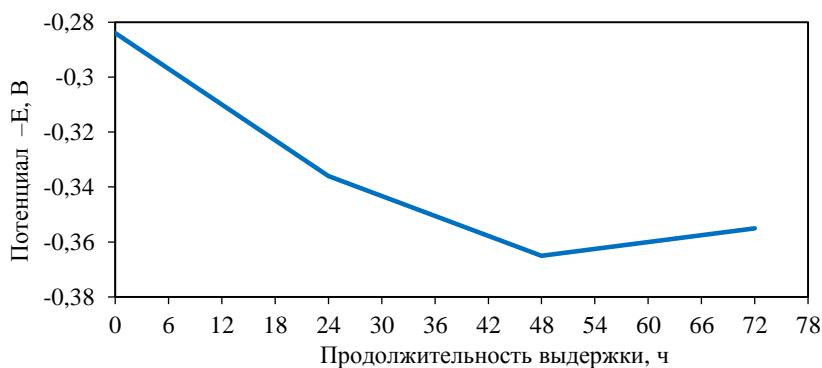


Рис. 4. Зависимость потенциала образца из стали 13Х11Н2В2МФ-Ш от продолжительности выдержки в 3 %-ном растворе NaCl

С учетом данного факта можно предложить следующий механизм коррозии стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в нейтральных средах. Согласно правилу Таммана [1], при содержании коррозионностойкого компонента  $>n/8$  мольных долей (где  $n = 1, 2, 3, \dots$ ) происходит скачок коррозионной стойкости сплава. При этом следует отметить, что

данное правило ( $n/8$ ) соблюдается не во всех системах. Объяснение повышения коррозионной стойкости сплава дано в работах [18, 19], где этот процесс связан с обогащением поверхности более коррозионностойким элементом вследствие его более низкого значения удельной поверхностной энергии. При этом сам процесс обогащения поверхности достигался путем увеличения диффузионной подвижности в поверхностном слое сплава благодаря увеличению в нем концентрации вакансий, которое в свою очередь обеспечивалось процессами селективного растворения согласно механизму Пикеринга–Вагнера [20]. Расчет по предложенному механизму показал, что в области концентрации хрома 13 % (по массе) наблюдается повышенная концентрация хрома в поверхностном слое [18], что способствует пассивации поверхности. Данный подход показывает, что и для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в поверхностном слое также будет наблюдаться повышенная концентрация хрома, которой, однако, не будет достаточно для полной пассивации поверхности стали в нейтральных средах.

В связи с этим можно заключить, что в нейтральных средах на поверхности стали 13Х11Н2В2МФ-Ш образуются участки поверхности, на которых сталь растворяется в активном состоянии. При этом вследствие большей площади пассивных участков потенциал поверхности стали остается в пассивной области. После селективного растворения железа на участках, находящихся в активном состоянии, происходит обогащение хромом поверхностного слоя, которое обеспечивает их дальнейшую пассивацию. Подобные процессы активации локальных участков поверхности и дальнейшей их пассивации происходят постоянно на всей поверхности стали 13Х11Н2В2МФ-Ш, что приводит к ее коррозии, но со значительно меньшей скоростью, чем в случае углеродистой стали, которая в нейтральных средах растворяется в активном состоянии по всей своей поверхности.

С учетом данного электрохимического поведения стали 13Х11Н2В2МФ-Ш опасность (с точки зрения коррозии) будут представлять щелевые эффекты. Поскольку в узких зазорах затруднен доступ кислорода к поверхности [21], то в них будет снижаться способность к пассивации нержавеющих сталей. Известно, что стали типа X13 и X17 разрушаются в щелях сильнее, чем на открытой поверхности. В работах [22, 23] показано, что значение потенциала для стали X13 в щели в растворе 0,5 н. NaCl с течением времени смещается в отрицательную сторону, что приводит к нарушению пассивного слоя.

Для стали 13Х11Н2В2МФ-Ш, чья способность к пассивации и так ограничена достаточно низким содержанием хрома (<13 % (по массе)), наличие зазора может привести к тому, что сталь будет растворяться в активном состоянии. В этом случае наличие контакта как с припоями, так со сталью 12Х18Н10Т будет значительно ускорять процесс коррозии, как в случае контакта углеродистых сталей с нержавеющими. С учетом электрохимического поведения стали 13Х11Н2В2МФ-Ш можно также заключить, что для ее защиты от коррозии необходимо наносить катодное покрытие, которое будет смещать потенциал стали в область потенциалов более отрицательных, чем потенциал коррозии железа.

### Заключения

Анализ экспериментальных данных по определению электрохимических характеристик контактной коррозии соединений из сталей 12Х18Н10Т и 13Х11Н2В2МФ-Ш с припоями ВПр4 и ВПр50 в хлоридных нейтральных средах, а также исследование электрохимического поведения стали 13Х11Н2В2МФ-Ш позволили заключить следующее.

– Наиболее подверженной коррозии, в том числе и контактной, является сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш.

– Припой ВПр4 способствует возникновению контактной коррозии стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в отличие от припоя ВПр50, который не оказывает существенного влияния на контактную коррозию сталей.

– Влияние припоеv ВПр4 и ВПр50 на контактную коррозию стали 12Х18Н10Т практически отсутствует.

– Припой ВПр4 оказывает небольшое влияние на контактную коррозию стали 13Х11Н2В2МФ-Ш, поскольку при этом и так большая часть поверхности стали является катодом. Особенно это верно в случае атмосферной коррозии из-за небольшой толщины слоев влаги на поверхности стали, когда основное влияние на коррозию будут оказывать катодные участки, находящиеся вблизи активно растворяющихся мест поверхности стали 13Х11Н2В2МФ-Ш, т. е. в большинстве своем около катодных участков на поверхности самой стали. Небольшое влияние на контактную коррозию подтверждается экспериментально – достаточно низким значением плотности тока контактной пары «сталь 13Х11Н2В2МФ-Ш + припой ВПр4» – не более  $1,5 \cdot 10^{-5}$  А/см<sup>2</sup>.

– Наибольшее влияние на коррозию стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в паяном соединении со сталью 12Х18Н10Т, по-видимому, будут оказывать щелевые эффекты, в случае возникновения которых будет увеличиваться площадь анодных участков, что не только увеличит саму коррозию стали, но и дополнительно усилит негативное влияние контакта с припоеем ВПр4.

– Опасность возникновения контактной коррозии стали 13Х11Н2В2МФ-Ш возрастает с увеличением агрессивности среды. Наиболее ярко выражена контактная коррозия стали с припоеем ВПр4 в 3 %-ном растворе NaCl.

Для защиты от коррозии стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в паяном соединении со сталью 12Х18Н10Т необходимо применять следующие меры:

- при пайке применять припой ВПр50 взамен припоя ВПр4;
- наносить анодное покрытие, способное сместить потенциал стали 13Х11Н2В2МФ-Ш в катодную область.

#### **Библиографический список**

1. Agarwala V.S. Aircraft corrosion and aging: problems and controls // Proceedings of 15th ICC. Granada, 2002. Р. 3–12.
2. Фейгенбаум Ю.М., Дубинский С.В. Влияние случайных эксплуатационных повреждений на прочность и ресурс конструкции воздушных судов // Научный вестник Московского государственного технического университета гражданской авиации. 2013. № 187. С. 83–91.
3. Садков В.В., Миркин И.И. Обеспечение коррозионной стойкости алюминиевых конструкций в самолетах «Ту» // Цветные металлы. 2006. № 11. С. 73–76.
4. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. М.: Металлургия, 1976. 472 с.
5. Томашов Н.Д. Теория коррозии и защиты металлов. М.: Изд-во Акад. наук СССР, 1959. 592 с.
6. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Оспенникова О.Г. Сварка и пайка в авиакосмической промышленности // Тр. Всерос. науч.-практ. конф. «Сварка и безопасность». Якутск: ИФТПС СО РАН, 2012. С. 21–30.
7. Лукин В.И., Рыльников В.С., Старова Л.Л., Иода Е.Н., Ковалчук В.Г., Голев Е.В. Сварка и пайка в авиастроении // Авиационные материалы. 75 лет. Избранные труды: юбил. науч.-техн. сб. М.: ВИАМ, 2007. С. 132–141.
8. Рыльников В.С., Лукин В.И. Припой, применяемые для пайки материалов авиационного назначения // Труды ВИАМ. 2013. № 8. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.10.2020).

9. Рыльников В.С., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Красиков М.И. Исследование ремонтной технологии исправления дефектов паяных соединений топливных коллекторов // Труды ВИАМ. 2013. № 12. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.10.2020).
10. Оспенникова О.Г., Лукин В.И., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А., Шевченко О.В. Перспективные разработки в области высокотемпературной пайки жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 144–158. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-144-158.
11. Титов В.И. Определение бора в припоях на основе никеля ВПр24 и ВПр27 // Труды ВИАМ. 2017. № 9 (57). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-9-12-12.
12. Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Коррозионная стойкость паяных соединений топливных коллекторов ГТД, выполненных различными припоями // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.03.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-23-33.
13. Евгенов А.Г., Галушка И.А., Шуртаков С.В., Игнатов В.А. Влияние metallургических факторов на фазовый состав и технологические характеристики припоев на никелевой основе с высоким содержанием кремния и бора // Труды ВИАМ. 2019. № 2 (74). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-3-16.
14. 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.
15. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 19–36.
16. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
17. Феттер К. Электрохимическая кинетика. М.: Химия, 1967. 856 с.
18. Сафонов И.А. Разработка термодинамической модели и исследования формирования пассивной пленки на сплавах Fe–Cr и Ni–Cr применительно к нержавеющим сталим в воде высоких параметров: автореф. ... дис. канд. хим. наук. М., 2011. 13 с.
19. Кутырев А.Е., Андреев Ю.Я. Термодинамический расчет критических потенциалов селективного растворения сплавов в системах Ag–Au и Cu–Au // Защита металлов. 2007. Т. 43. № 2. С. 152–159.
20. Розенфельд И.Л. Коррозия и защита металлов. М.: Металлургия, 1969. 448 с.
21. Розенфельд И.Л., Маршаков И.К. Механизм коррозионных процессов, протекающих в условиях ограниченного доступа электролита // Успехи химии. 1964. Т. 33. № 4. С. 500–515.
22. Белоус В.Я., Гурвич Л.Я., Ерофеева В.Л., Лашевский В.Б. и др. Щелевая коррозия нержавеющих сталей в атмосфере // Защита металлов. 1995. Т. 31. № 2. С. 184–190.
23. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

УДК 66.017

B.A. Воронов<sup>1</sup>, A.C. Чайникова<sup>1</sup>, Ю.Е. Лебедева<sup>1</sup>, Д.М. Ткаленко<sup>1</sup>

## ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СОДЕРЖАНИЯ ЧАСТИЦ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВОДНЫХ СУСПЕНЗИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-14-25

*Исследован химический и фазовый состав порошков оксида алюминия, полученных различными методами (алкоголятным, соосаждением, термическим, плазмохимическим). Определены физико-механические, теплофизические и термические свойства керамических образцов на их основе. Установлено влияние природы порошка оксида алюминия и технологических параметров получения на седиментационную устойчивость водных суспензий на их основе, а также содержания частиц оксида алюминия, буферного раствора и диспергирующих добавок на вязкость и седиментационную устойчивость водных суспензий.*

**Ключевые слова:** оксид алюминия, метод соосаждения нерастворимых солей, водные дисперсии, реологические добавки, поверхностно-активные вещества, седиментационная устойчивость.

V.A. Voronov<sup>1</sup>, A.S. Chainikova<sup>1</sup>, Yu.E. Lebedeva<sup>1</sup>, D.M. Tkachenko<sup>1</sup>

## INFLUENCE OF MORPHOLOGY, PHASE COMPOSITION AND CONTENT OF ALUMINUM OXIDE PARTICLES ON RHEOLOGICAL PROPERTIES OF AQUEOUS SUSPENSIONS BASED ON THEM

This work investigated the chemical and phase composition of aluminum oxide powders obtained by various methods (alkoxide, codeposition, thermal and plasma-chemical). The physicomechanical, thermophysical and thermal properties of ceramic samples based on them have been determined. The effect of the nature of the aluminum oxide powder and the production process parameters on the sedimentation stability of aqueous suspensions based on them has been determined. The influence of the content of particles of aluminum oxide, buffer solution and rheological additives on the viscosity, sedimentation and aggregate stability of aqueous suspensions has been determined.

**Keywords:** aluminum oxide, method of coprecipitation of insoluble salts, aqueous dispersions, rheological additives, surfactants, sedimentation stability.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Корунд ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) является термодинамически устойчивой модификацией оксида алюминия во всем интервале температур и единственной модификацией, представленной в природе. Плотность корунда составляет 3,95–4,02 г/см<sup>3</sup>. Остальные модификации оксида алюминия получают в лабораторных или промышленных условиях с применением различных химических и физических методов (термическая обработка, соосаждение нерастворимых солей с последующей термической обработкой, гидротермальный, золь-гель метод, метод Печини, газофазный синтез с конденсацией паров, электрический взрыв металлической проволоки) из следующих прекурсоров: металлического алюминия или его солей, гидроксидов или оксигидроксидов алюминия [1–10].

Наиболее распространенные прекурсоры оксида алюминия – гидроксиды и оксигидроксиды алюминия, причем все они, кроме диаспора, переходят в фазу корунда через переходные метастабильные модификации оксида алюминия, которые подразделяют на низкотемпературные ( $\gamma$ -,  $\epsilon$ -,  $\chi$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), образующиеся при температурах 500–700 °C, и высокотемпературные ( $\delta$ -,  $\kappa$ -,  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), образующиеся при 700–900 °C. Последующий обжиг приводит к образованию корунда при температурах 900–1200 °C (рис. 1) [11].

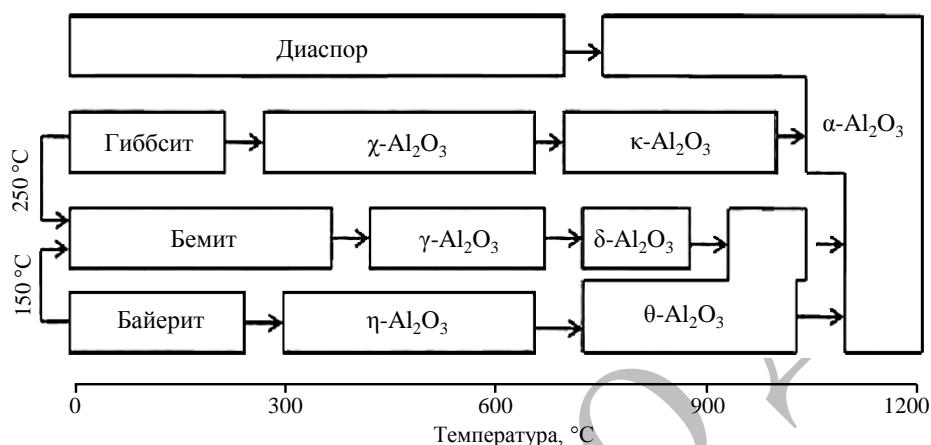


Рис. 1. Схема полиморфных превращений гидроксидов и оксидов алюминия [11]

В настоящее время перед предприятиями авиационной отрасли стоит задача повышения качества, точности и эксплуатационной надежности литьих изделий, особенно деталей ответственного назначения из титановых и жаропрочных сплавов, получаемых методом литья по выплавляемым моделям, – в частности, замена общеприменимых органических и водных связующих на основе оксида кремния, используемых при изготовлении литейных керамических форм. В работах [12–19] установлено, что использование органических и водных систем на основе кремния и его соединений при изготовлении первого (лицевого) и последующих слоев литейной керамической формы приводит к образованию на рабочей поверхности оксида кремния  $\text{SiO}_2$  в свободном виде (кварц, тридимит, кристобалит) и нестехиометричного муллита, что вызывает активное взаимодействие на границе «металл–керамическая форма», а также образование поверхностных дефектов при формировании точных отливок ответственного назначения, требующих дополнительных технологических операций по их удалению. Полученные данные свидетельствуют о том, что в вакууме уже при температуре формы не более 1400 °C происходит разложение кремнезема на монооксид кремния и кислород, при этом давление паров над ним достигает 0,0032 Па, при повышении температуры до 1550–1700 °C давление увеличивается до 0,133–1,03 Па. По сравнению с оксидом кремния оксид алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  более устойчив к разложению в вакууме. Суммарное давление паров над оксидом алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  составляет 0,0009 Па при температурах до 1700 °C [19–26].

Для применения водных суспензий на основе оксида алюминия при изготовлении литейных керамических форм они должны обладать стабильностью свойств (в частности, агрегативной и седиментационной устойчивостью) в широком диапазоне pH и «живучестью», т. е. отсутствием гелеобразования системы при длительном использовании или хранении. Керамические образцы на их основе после обжига при температуре не более 1400 °C должны обладать физико-механическими свойствами, требуемыми для литейных керамических форм.

В большинстве случаев, суспензии на водной основе получают с использованием порошков с частицами субмикронных и микронных размеров при высоком сдвиговом перемешивании (ультразвук, шаровая мельница, гомогенизатор и другие) с добавлением различных водорастворимых диспергаторов (пигментные диспергаторы, поверхностно-активные вещества, смачивающие агенты, связующие агенты и др.). Состав диспергаторов варьируется от небольших молекул до олигомерных материалов, полимеров и связующих веществ, которые содержат множество различных поверхностных групп (кислых, основных или нейтральных), а также имеют различный ионный характер (катионный, анионный или нейтральный).

Как известно, на свойства суспензий на основе оксидов алюминия влияет их природа, дисперсность частиц, форма и распределение по размерам, плотность, смачиваемость жидкой средой. В основном нанопорошки оксида алюминия представляют собой наноразмерные агломераты или сферические микронные частицы с широким распределением по размерам, что затрудняет их использование для получения стабильных суспензий с длительной «живучестью».

В данной работе исследовано влияние метода получения порошков оксида алюминия, их фазового состава, морфологии и концентрации, а также природы диспергатора и его концентрации на стабильность свойств водных суспензий на основе оксида алюминия.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 14.1. «Конструкционные керамические композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [12].

### **Материалы и методы**

В данной работе для получения водных суспензий на основе оксида алюминия с концентрацией от 17 до 32 % (по массе) использовали порошки оксида алюминия, полученные различными методами.

Метод	Производитель	Удельная площадь поверхности, м <sup>2</sup> /г
Соосаждение нерастворимых солей с последующей термообработкой (ОАС)	НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ	≥ 70
Термообработка термоактивированного гидроксида алюминия (ОАТ)	ООО «НКЗ»	≥ 200
Плазмохимический (ОАПХ)	ООО «Платина»	≥ 40
Алкоголятный (ОАА)	То же	≥ 120

Для получения порошка ОАС методом соосаждения нерастворимых солей в качестве исходных компонентов использовали азотнокислый алюминий 9-водный (ч.) и 25 %-ный водный раствор амиака (ч.д.а.) производства «Химпромторг». При интенсивном перемешивании к водному раствору азотнокислого алюминия покапельно добавляли водный раствор амиака. Полученный осадок оксигидроксида алюминия отделяли от жидкой фазы центрифугированием и проводили термическую обработку до температуры 1200 °C в муфельных печах в атмосфере воздуха. Порошки ОАТ, ОАПХ и ОАА также прокаливали в диапазоне температур от 250 до 1200 °C в муфельных печах в атмосфере воздуха и исследовали изменение их фазового состава.

Водные суспензии получали при высокоэнергетическом смешивании и измельчении порошка оксида алюминия в водной среде в аттриторе с добавлением

необходимого количества буферного раствора (водный раствор, содержащий по меньшей мере одну замещенную соль фосфата щелочного металла – в частности, гидрофосфат натрия, и по меньшей мере одну двух- и/или трехосновную гидроксикарбоновую кислоту – в частности, винную кислоту) и диспергирующих добавок. В качестве диспергирующих добавок использовали: DISPERBYK 180 (соль алкиламмония и сополимера с кислотными группами, pH = 5,3), DISPERBYK 190 (раствор высокомолекулярного блок-сополимера с пигментными аффинными группами, содержащий 2-метил-2 Н-изотиазол-3-он, pH = 5,1), а также DISPERBYK 199 (раствор сополимера с пигментными аффинными группами, pH = 8,2), а также полиакрилат натрия (CHP-804, pH = 7,5–8,5).

С применением исследовательского оборудования Испытательного центра НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ изучены свойства получаемых водных суспензий: химический состав определяли на рентгенофлуоресцентном спектрометре, фазовый состав – на дифрактометре ( $\text{Cu K}_\alpha$ -излучение), pH – по ГОСТ 33776–2016 методом электрометрического определения на комбинированном измерителе, плотность – по ГОСТ 18995.1–73 с помощью ареометра общего назначения АОН-1, динамическую вязкость – по ГОСТ 1929–87 на ротационном вискозиметре, морфологию – по ГОСТ Р ИСО 22309–2015 на растровом электронном микроскопе, знак заряда поверхности частиц и дзета-потенциал частиц – по ГОСТ 8.887–2015 на анализаторе размеров частиц. Анализ размера частиц исходных порошков проводили на лазерном анализаторе размера частиц. С применением синхронного термического анализатора установлены области фазовых превращений в диапазоне температур от 20 до 1600 °C и оптимальные режимы обжига керамических образцов из оксида алюминия. Для определения предела прочности при статическом четырехточечном изгибе керамические образцы разрезали на балки размером 5×5×60 мм, а затем шлифовали до шероховатости  $R_a \approx 0,3$  мкм. Фаски со всех балок снимали для минимизации эффекта концентрации напряжений. Испытания на изгиб проводили четырехточечным методом согласно ГОСТ Р 57749–2017 со скоростью нагружения 0,5 мм/мин и расстоянием между опорами 40 мм. Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) определяли с использованием дилатометра на образцах размером 4×4×25 мм на воздухе в диапазоне температур от 20 до 1600 °C, предварительно откалиброванного с применением эталона из алюмооксидной керамики аналогичного размера.

### Результаты и обсуждение

В работе использовали порошки гидроксида и оксида алюминия, полученные различными методами. С помощью рентгенофлуоресцентного анализа определен химический состав порошков (табл. 1). В результате установлено, что порошок ОАА обладает наименьшим количеством примесей (0,09 % (по массе)), при этом порошок, полученный методом соосаждения ОАС, – максимальным (0,36 % (по массе)).

Таблица 1

Результаты химического анализа порошков оксида алюминия

Порошок	Содержание примесей, % (по массе)				
	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{SiO}_2$	$\text{Na}_2\text{O}$	$\text{ZrO}_2$	$\text{Fe}_2\text{O}_3$
ОАС	99,64	0,13	0,02	0,04	0,17
ОАТ	99,86	0,03	0,05	–	0,06
ОАПХ	99,83	0,05	0,04	–	0,08
ОАА	99,91	0,07	0,02	–	–

Исходя из результатов растровой электронной микроскопии (рис. 2) и гранулометрического состава, определен средний размер кристаллитов исходных порошков: 6,43 мкм – ОАС; 3,16 мкм – ОАТ; 8,57 мкм – ОАПХ; 4,69 мкм – ОАА.

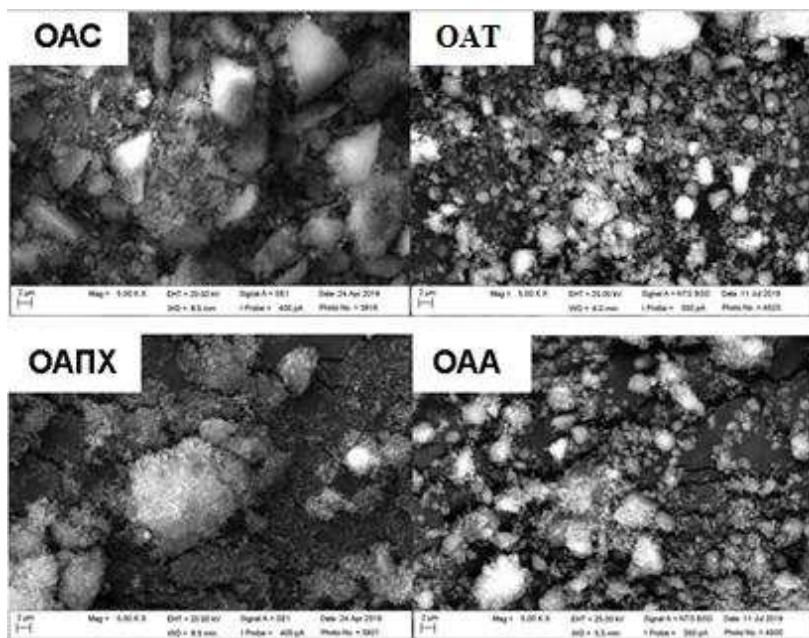


Рис. 2. Микрофотографии исходных порошков оксида алюминия

По результатам исследования порошков ОАТ и ОАС на синхронном термическом анализаторе установлено, что в диапазоне температур от 23 до 550 °С наблюдается потеря массы до 17 %, сопровождаемая рефлексами, относящимися к разложению исходных компонентов и фазовым превращениям. В диапазоне температур от 550 до 1600 °С потеря массы составляет 2,8 %. При этом на той же кривой в области температур 1200 – 1280 °С наблюдаются рефлексы, относящиеся к фазовому переходу низкотемпературных фаз оксида алюминия в термически устойчивую  $\alpha$ -фазу. Следует отметить, что при исследовании порошка ОАТ по сравнению с порошком ОАС все основные рефлексы смешены в область более низких температур, что позволит обеспечить снижение температуры обжига при формировании керамических образцов. На дилатометрических кривых установлено, что температура начала спекания образца ОАТ составляла 1155 °С, что на 100 °С меньше, чем у образца ОАС (1254 °С), при этом значение усадки керамического образца ОАТ в интервале температур от 23 до 1400 °С составило 2161,1 мкм, что в 2 раза больше, чем у образца ОАС, а скорости усадки образцов сходны (рис. 3).

По результатам сравнительного исследования порошков ОАПХ и ОАА на синхронном термическом анализаторе установлено, что кривые коррелируют между собой – в диапазоне температур от 23 до 550 °С наблюдается плавная потеря массы до 3 %. В области температур 1130–1240 °С наблюдаются рефлексы, относящиеся к фазовым переходам низкотемпературных фаз оксида алюминия в термически устойчивую  $\alpha$ -фазу. На дилатометрических кривых установлено, что скорость усадки и температура начала спекания керамических образцов на основе порошков ОАПХ и ОАА сходны и находятся в диапазоне температур от 1155 до 1162 °С (рис. 4).

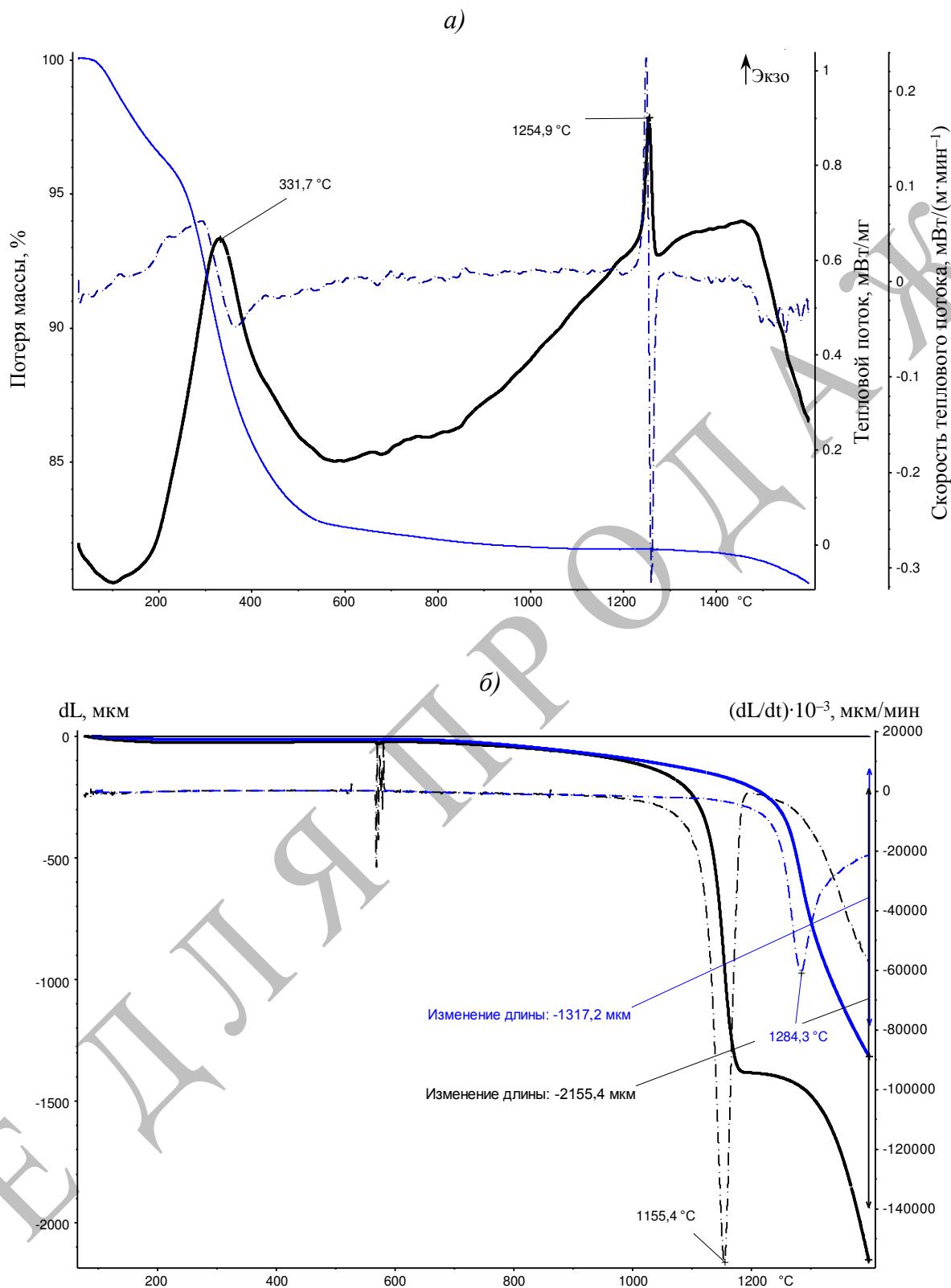


Рис. 3. Сравнительные результаты термических свойств исходных порошков: *а* – кривая синхронного термического анализа для порошка ОАС; *б* – дилатометрические кривые для исходных порошков ОАТ (—) и ОАС (—)

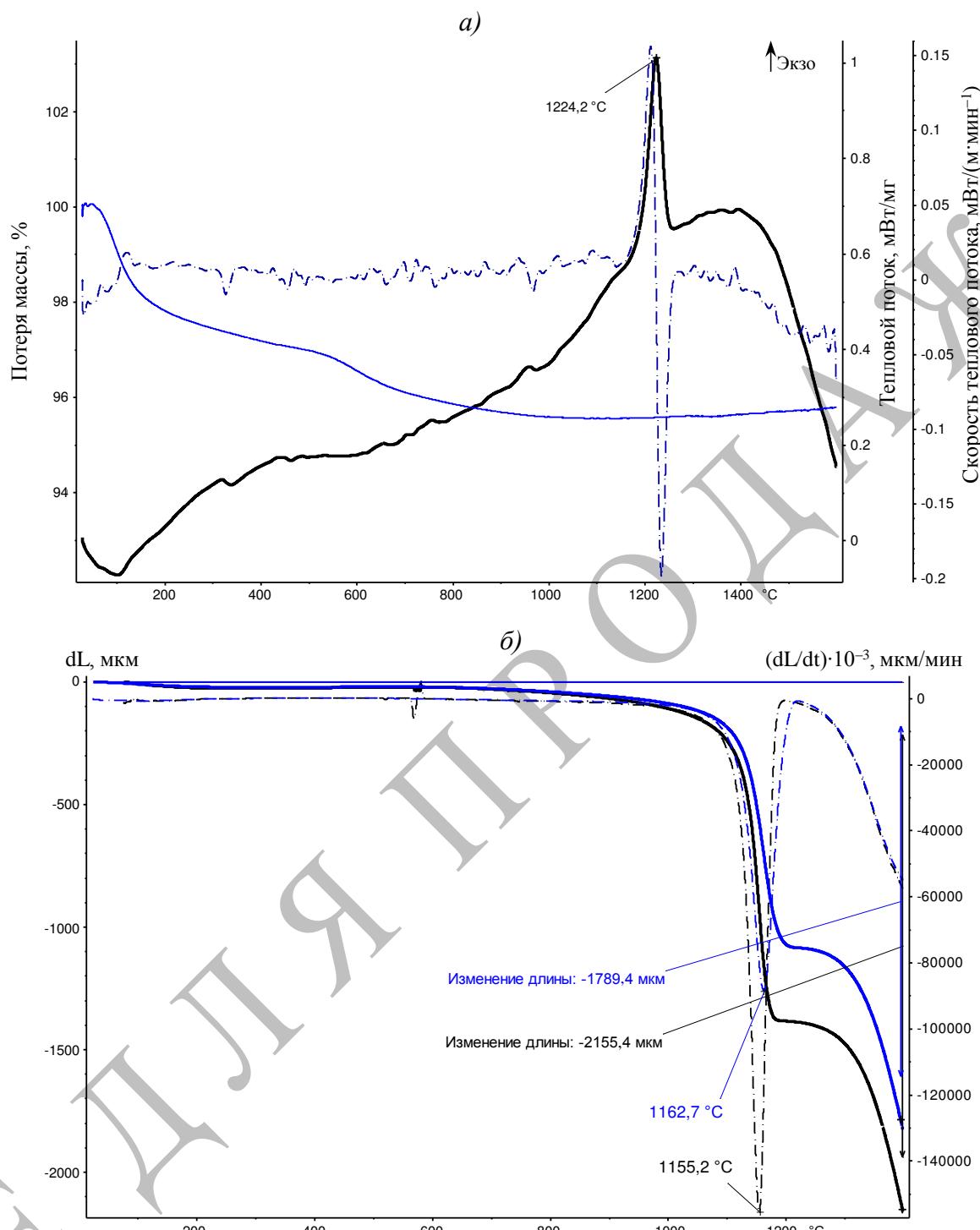


Рис. 4. Сравнительные результаты термических свойств исходных порошков: *а* – кривая синхронного термического анализа для порошка ОАА; *б* – дилатометрические кривые для исходных порошков ОАПХ (—) и ОАА (—)

С помощью рентгенофазового анализа идентифицирован фазовый состав как исходных порошков, так и после их термообработки. Установлено, что при взаимодействии 9-водного нитрата алюминия с 25 %-ным аммиачным раствором образовывался аморфный гидроксид алюминия. Только после его последовательного обжига при температурах до 550 °С на рентгенограммах удалось идентифицировать

рефлексы, относящиеся к смеси фаз бемита ( $\gamma$ -AlOOH) и  $\gamma$ -оксида алюминия. Последующая термообработка порошка до 1200 °C привела к образованию смеси фаз –  $\theta$ - и  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В случае порошка ОАТ установлено, что исходный порошок гидроксида алюминия обладает явно выраженной кристаллической структурой, индексированные рефлексы относятся к фазе бемита  $\gamma$ -AlOOH с орторомбической решеткой, а также к фазе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·3H<sub>2</sub>O. Последующая термообработка порошка до 550 °C привела к образованию фазы  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с кубической решеткой (Fd3m), при этом рентгеновские линии заметно уширенны, что свидетельствует о дисперсности фазы. Последующая термообработка порошка до 1200 °C привела к образованию смеси фаз, основной из которых является  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, фазами с более низкой интенсивностью рефлексов являются  $\theta$ - и  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Фазовый состав исходного порошка ОАПХ расшифрован как смесь фаз  $\theta$ - и  $\delta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, последующая термообработка порошка до 1200 °C привела к образованию однофазного порошка  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Фазовый состав исходного порошка ОАА –  $\gamma$ - и  $\delta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, последующая термообработка порошка до 1200 °C также привела к образованию однофазного порошка  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Приведенные данные показывают, что температура фазового перехода в термодинамически устойчивую модификацию оксида  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> зависит от природы исходного порошка и примесного состава.

Водные суспензии получали при высокоэнергетическом смешивании и измельчении порошка оксида алюминия в водной системе в аттиторе с добавлением в необходимом соотношении буферного раствора и диспергирующих добавок.

При выполнении работы получены водные суспензии с содержанием частиц оксида алюминия от 17 до 32 % (по массе) без использования различных добавок для определения основных реологических свойств водной системы (табл. 2). Однако полученные системы обладали низкой седиментационной устойчивостью, при этом в случае суспензий на основе порошков ОАА и ОАПХ с содержанием основного компонента <28 % (по массе) и суспензии на основе порошка ОАТ с содержанием основного компонента 17 % (по массе) наблюдалось разделение фаз с выпадением осадка. Следует отметить, что получаемый осадок редиспергировался под воздействием ультразвуковой установки, при этом осадок образовывался повторно. Установлено, что при повышении концентрации основного компонента увеличивались плотность и вязкость суспензий. Наилучшей седиментационной устойчивостью систем характеризовались также суспензии на основе порошков ОАС и ОАТ, обладающие наименьшим размером частиц и более узким распределением, их стабильность достигала не менее 336 ч. При этом связующие на основе порошка ОАС с содержанием основного компонента >23 % (по массе) обладали тиксотропными свойствами (рис. 5).



Рис. 5. Общий вид суспензии с порошком ОАС с содержанием основного компонента 23 % (по массе)

Таблица 2

**Свойства водных суспензий на основе различных порошков оксида алюминия**

Свойства	Значения свойств при содержании $\text{Al}_2\text{O}_3$ , % (по массе)					
	17	23	25	28	30	32
Связующее на основе порошка ОАС						
Вязкость, мПа·с	22,1	25,9	27,6	29,2	30,4	32,1
Средний размер частиц, нм				83–136		
Плотность, г/см <sup>3</sup>	1,09	1,12	1,14	1,19	1,29	1,39
Связующее на основе порошка ОАТ						
Вязкость, мПа·с	20,6	25,8	27,2	28,6	29,8	31,1
Средний размер частиц, нм				32–58		
Плотность, г/см <sup>3</sup>	1,07	1,10	1,12	1,18	1,28	1,41
Связующее на основе порошка ОАПХ						
Вязкость, мПа·с	16,6	19,8	20,2	22,6	27,8	28,3
Средний размер частиц, нм				70–130		
Плотность, г/см <sup>3</sup>	1,02	1,08	1,13	1,15	1,27	1,38
Связующее на основе порошка ОАА						
Вязкость, мПа·с	17,3	21,1	22,4	24,1	28,3	29,8
Средний размер частиц, нм				18–52		
Плотность, г/см <sup>3</sup>	1,07	1,10	1,12	1,16	1,23	1,31

Значения pH свежеприготовленных водных суспензий на основе оксида алюминия составляли: 7,61 – для ОАС; 7,05 – для ОАТ; 6,91 – для ОАПХ; 6,23 – ОАА. Изменение значений pH в течение 2 мес составило до 0,03 %, при этом далее значения оставались неизменными. Присутствие активных групп (гидроксильных, карбоксильных, нитратных и нитратоподобных) на поверхности частиц оксида алюминия (наряду с основным характером самого оксида алюминия) смещают уровень pH водной дисперсии наночастиц в щелочную область. При этом частицы оксида алюминия, полученные плазмохимическим методом, обладали наименее развитой поверхностью. В связи с тем, что частицы оксида алюминия в полярной дисперсионной среде являются заряженными, седиментационную устойчивость водной системы предлагалось увеличить за счет добавок, обладающих стерической и электростерической стабилизацией.

Таким образом, изготовлены водные суспензии различных составов с концентрацией оксида алюминия 32 % (по массе) с применением различных диспергирующих добавок – DISPERBYK 180, DISPERBYK 190, DISPERBYK 199, СНР-804. В результате установлено, что использование добавки DISPERBYK 199 в количестве не более 0,2 % (по массе) приводит к значительному увеличению вязкости (до 368,3 мПа·с) и смещению pH в область значений 7,9–8,1 водных суспензий, а также проявлению тиксотропных свойств, т. е. к значительному увеличению вязкости в состоянии покоя. При механическом воздействии на систему у нее появляется текучесть. При использовании добавок DISPERBYK 180, DISPERBYK 190 и СНР-804 по отдельности в количестве не более 0,5 % (по массе) суспензии на основе порошков ОАА и ОАПХ обладали низкой седиментационной устойчивостью (<2 сут), суспензии на основе порошков ОАС и ОАТ – не более 2 недель. В системах на основе порошков ОАА и ОАПХ наблюдалось образование плотного осадка, так как, по-видимому, наличие крупных частиц размером до 130 нм и отсутствие поверхностных группировок вызвало образование агрегатов при введении добавок. Системы на основе порошков ОАС и ОАТ содержат в составе частицы оксида алюминия, обладающие смешанным фазовым составом, включая низкотемпературные фазы ( $\theta$  и  $\gamma$ ), и имеющие активные группировки (гидроксильные и карбоксильные) на поверхности частиц, что в совокупности позволяет добавкам стерической стабилизации «закрепиться» на поверхности частиц и обеспечить устойчивость свойств.

По результатам исследования реологических свойств установлено, что наилучшей седиментационной и агрегативной устойчивостью, «живучестью» и текучестью обладают составы, содержащие одновременно не более 0,2 % (по массе) добавок DISPERBYK 190 и СНР-804 каждой, в которых агрегацию частиц предотвращает как электростатическое, так и стерическое отталкивание. В итоге с применением выбранного состава диспергирующих компонентов изготовлены водные суспензии с концентрацией 32 % (по массе) оксида алюминия различной природы (табл. 3).

Таблица 3

**Свойства водных суспензий на основе различных порошков оксида алюминия**

Свойства	Значения свойств для связующих на основе порошков			
	ОАС	ОАПХ	ОАА	ОАТ
pH	7,5	7,2	6,4	7,1
Вязкость, мПа·с	86,2	28,4	34,2	30,2
Средний размер частиц $d_{50}$ , нм	126	327	130	<40
Плотность при температуре 20 °C, г/см <sup>3</sup>	1,41	1,16	1,35	1,37
Дзета-потенциал, мВ	-29,6	-28,5	-30,5	-39,5

Для определения физико-механических свойств, а именно – предела прочности при статическом четырехточечном изгибе, изготавливали керамические образцы размером 5×5×60 мм, которые шлифовали до шероховатости поверхности  $R_a \approx 0,3$  мкм. Фаски со всех балок снимали для минимизации эффекта концентрации напряжений. Испытания на изгиб проводили четырехточечным методом согласно ГОСТ Р 57749–2017 со скоростью нагружения 0,5 мм/мин и расстоянием между опорами 40 мм.

Керамические образцы после обжига при температуре не более 1400 °C обладают значениями предела прочности при изгибе, приведенными в табл. 4 и 5. Керамические образцы на основе порошка ОАС при комнатной температуре обладают наибольшими прочностными свойствами, однако при высокотемпературных испытаниях при 1600 °C значения резко уменьшаются, что можно объяснить наличием оксидов кремния и щелочных металлов в составе, которые влияют на термическое поведение образцов. Керамические образцы на основе порошка ОАТ обладают наиболее стабильными значениями, удовлетворяющими требованиям, относящимся к литейным керамическим формам.

Таблица 4

**Значения предела прочности при изгибе керамических образцов при температуре 20 °C**

Температура обжига, °C	Предел прочности при изгибе, МПа, для связующих на основе порошков			
	ОАС	ОАПХ	ОАА	ОАТ
1000	7,1	6,2	6,4	6,7
1100	9,3	6,9	6,9	7,2
1200	10,5	7,9	8,1	8,8
1250	11,8	8,5	8,9	9,3
1300	12,3	9,4	9,8	10,4
1350	14,2	10,4	10,4	11,3
1400	30,7	18,6	19,4	24,1

Таблица 5

**Значения предела прочности при изгибе керамических образцов при температуре 1600 °C**

Температура обжига, °C	Предел прочности при изгибе, МПа, для связующих на основе порошков			
	ОАС	ОАПХ	ОАА	ОАТ
1200	4,8	4,9	5,0	5,0
1300	5,1	5,5	5,4	5,8
1400	5,9	6,0	6,0	6,3

Для определения значений ТКЛР изготавлили керамические образцы размером  $4 \times 4 \times 25$  мм при температуре обжига  $1300^{\circ}\text{C}$  в атмосфере воздуха. В результате установлено, что в диапазоне температур от  $20$  до  $1600^{\circ}\text{C}$  значения ТКЛР для образцов составили  $\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$ :  $9,93$  – для ОАС;  $10,24$  – для ОАПХ;  $10,04$  – для ОАА;  $9,89$  – для ОАТ.

### Заключения

Таким образом, в данной работе установлено влияние химического и фазового состава порошков оксида алюминия, полученных различными методами (алкоголятным, соосаждением нерастворимых солей, термическим, плазмохимическим), на реологические свойства водных суспензий на их основе. Определены физико-механические, теплофизические и термические свойства керамических образцов на их основе. Установлено влияние природы порошка оксида алюминия и технологических параметров получения на седиментационную устойчивость водных суспензий на их основе, а также содержания частиц оксида алюминия, буферного раствора и реологических добавок на вязкость, седиментационную и агрегативную устойчивость водных суспензий. Определен оптимальный фазовый состав и морфология частиц оксида алюминия, обеспечивающие стабильность свойств водных суспензий в течение длительного времени – не менее 6 мес.

Водные дисперсии на основе порошка ОАТ обладали следующими свойствами: плотность  $1,37 \text{ г}/\text{см}^3$ ;  $\text{pH} = 7,1$ ; средний размер частиц ( $d_{50}$ ) оксида алюминия в водном связующем составлял  $5\text{--}40 \text{ нм}$ ; вязкость  $29,8\text{--}30,6 \text{ мPa}\cdot\text{s}$ ; знак заряда поверхности частиц оксида алюминия в связующем – отрицательный.

Керамические образцы, изготовленные с использованием порошка ОАТ, при проведении испытаний также показали наилучшие результаты основных физико-механических свойств – предел прочности при изгибе при температуре  $20^{\circ}\text{C}$  составил  $10,4 \text{ МПа}$ , при  $1600^{\circ}\text{C}$ :  $5,8 \text{ МПа}$ .

### Библиографический список

- Chunduri L., Rattan T., Molli M., Kamisetty V. Single step preparation of nano size gamma alumina exhibiting enhanced fluoride adsorption // Materials Express. 2014. Vol. 4. No. 3. P. 235–241. DOI: 10.1166/mex.2014.1162.
- Карякин Ю.В., Ангелов И.И. Чистые химические вещества. М.: Химия, 1974. 144 с.
- Brunner G. Hydrothermal and Supercritical Water Processes. Amsterdam: Elsevier, 2014. 666 p.
- Byrappa K., Yoshimura M. Handbook of hydrothermal technology. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2013. 779 p.
- Tang Z. Synthesis of flower-like Boehmite ( $\gamma$ -AlOOH) via a one-step ionic liquid-assisted hydrothermal route // Journal Solid State Chemistry. 2013. Vol. 202. P. 305–314.
- Panasyuk G.P., Belan V.N., Voroshilov I.L. The study of hydrargillite and gamma-alumina conversion process in boehmite in different hydrothermal media // Theoretical foundations of chemical engineering. 2013. Vol. 47. No. 4. P. 415–421. DOI: 10.1134/S0040579513040143.
- Панасюк Г.П., Семенов Е.А., Козерожец И.В. Модель процесса формирования частицы бемита из поликристаллического прекурсора в гидротермальных условиях // Химическая технология. 2018. № 14. С. 694–696. DOI: 10.31044/1684-5811-2018-19-14-694-696.
- Воронов В.А., Швецов А.О., Губин С.П. и др. Влияние метода получения катодного материала состава  $\text{LiNi}_{0,33}\text{Mn}_{0,33}\text{Co}_{0,33}\text{O}_2$  на электрохимические характеристики литий-ионного аккумулятора // Журнал неорганической химии. 2016. Т. 61. № 9. С. 1211–1217.
- Воронов В.А., Губин С.П., Чеглаков А.В. и др. Наночастицы сложных оксидов состава  $\text{Li}_{1+x}(\text{Ni}_y\text{Mn}_z\text{Co}_{1-y-z})_{1-x}\text{O}_{2-\delta}$  ( $0 \leq x \leq 0,2$ ;  $0,2 \leq y \leq 0,6$ ;  $0,2 \leq z \leq 0,4$ ), полученные методом термодеструкции металло содержащих соединений в масле // Электрохимия. 2017. Т. 53. № 7. С. 864–872.
- Voronov V.A., Gubin S.P. Complex oxides nanoparticles in the polyethylene matrix // Journal of Inorganic Materials. 2015. Vol. 51. P. 241–247.

11. Ptáček P. Strontium Aluminate. Cement Fundamentals, Manufacturing, Hydration, Setting Behavior and Applications. Rijeka: In Tech., 2014. 350 p.
12. 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.
13. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 36–52.
14. 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. № S. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
15. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 105–117.
16. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // Труды ВИАМ. 2013. № 2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2021).
17. Гусева М.А., Асланян И.Р. Влияние наполнителей на реологические характеристики модельных композиций для литья по выплавляемым моделям // Труды ВИАМ. 2019. № 5 (77). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-94-102.
18. Гусева М.А., Асланян И.Р., Пономаренко С.А. Исследование реологии модельных композиций для литья по выплавляемым моделям в зависимости от природы и соотношения основных компонентов // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-126-134.
19. Рассохина Л.И., Битюцкая О.Н., Гамазина М.В., Кочетков А.С. Особенности технологии изготовления высокоогнеупорных керамических форм для получения отливок из  $\gamma$ -TiAl сплавов // Труды ВИАМ. 2020. № 2 (86). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-31-40.
20. Кулаков Б.А., Дубровин В.К., Карпинский А.В., Чесноков А.А. Технологические особенности получения отливок из титановых сплавов // Литейщик России. 2014. № 1. С. 18–20.
21. Братухин А.Г., Бибиков Е.Л., Глазунов С.Г. и др. Производство фасонных отливок из титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1998. 292 с.
22. Кулаков Б.А., Дубровин В.К., Павлинич С.П., Гойхенберг Ю.Н., Карпинский А.В. Отливки из интерметаллических титановых сплавов // Литейное производство. 2012. № 7. С. 6–9.
23. Углев Н.П., Пойлов В.З., Каримов Р.А., Саулин Д.В., Селиванов А.М. Анализ особенностей образования  $\alpha$ -слоя при литье сплавов титана // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Химическая технология и биотехнология. 2018. № 2. С. 82–98. DOI: 10.15593/2224-9400/2018.2.07.
24. Никитченко М.Н., Семуков А.С., Саулин Д.В., Ябуров А.Ю. Изучение термодинамической возможности взаимодействия материалов литьевой формы с металлом при литье титановых сплавов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Химическая технология и биотехнология. 2017. № 4. С. 249–263. DOI: 10.15593/2224-9400/2017.4.17.
25. Ордин Д.А., Новокрещеных Е.Н., Пойлов В.З., Углев Н.П. Перевод технологии литья по выплавляемым моделям в авиастроении на керамику, полученную с использованием связующих на водной основе. Обзор выполненных исследований // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Химическая технология и биотехнология. 2016. № 3. С. 59–74. DOI: 10.15593/2224-9400/2016.3.05.
26. Моисеев В.С., Варфоломеев М.С., Муркина А.С., Щербакова Г.И. Повышение качества литых лопаток ГТД // Литейщик России. 2012. № 5. С. 36–38.

УДК 669.07:669.295

B.A. Дуюнова<sup>1</sup>, С.В. Путырский<sup>1</sup>, А.А. Арисланов<sup>1</sup>, В.А. Крохина<sup>1</sup>, А.А. Ширяев<sup>1</sup>

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ СПЛАВА ВТ47

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-26-34

Представлены результаты проведенного комплекса исследований по анализу микроструктуры, а также определения механических свойств при растяжении, сопротивлении срезу и осадке при комнатной температуре катаных прутков из псевдо- $\beta$ -титанового сплава ВТ47. Проведен сравнительный анализ полученных результатов исследований, показывающий зависимость механических свойств катаных прутков от различных режимов термической обработки, направленных на обеспечение повышенной технологической пластичности материала и упрочняющей термической обработки.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, прутки, деформация, прокатка, механические свойства, микроструктура, термическая обработка.

V.A. Duyunova<sup>1</sup>, S.V. Putyrskiy<sup>1</sup>, A.A. Arislanov<sup>1</sup>, V.A. Krokhina<sup>1</sup>, A.A. Shiryaev<sup>1</sup>

## ANALYSIS OF THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF BARS MADE OF VT47 TITANIUM ALLOY

The article presents the results of a complex of studies on the analysis of the microstructure, as well as the determination of the mechanical properties under tension, shear resistance and upsetting at room temperature of rolled bars made of pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT47. A comparative analysis of the obtained research results is carried out, showing the dependence of the mechanical properties of rolled bars on various heat treatment modes, aimed at providing increased technological plasticity of the material and strengthening heat treatment.

**Keywords:** titanium alloys, bars, deformation, rolling, mechanical properties, microstructure, heat treatment.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Вследствие повышения требований к характеристикам современных летательных аппаратов существенно увеличиваются и требования к уровню свойств материалов, используемых в качестве соединительных элементов конструкций [1–3].

В промышленности используются крепежные изделия с пределом прочности при растяжении ( $\sigma_b$ ) от 300 до 2100 МПа. По международной классификации к высокопрочным относят болты с  $\sigma_b \geq 800$  МПа [4–6].

Одна из основных тенденций в области изготовления крепежных изделий – изготовление более мелких крепежных деталей. Миниатюрные типы крепежных изделий усовершенствуют для применения в конструкциях, ограниченных по габаритным параметрам и встречающихся в различных отраслях промышленности, в том числе и аэрокосмической. По мере того, как крепежные изделия становятся меньше, появляются инновационные системы автоматизации, облегчающие обработку и установку крепежных

изделий. Как в России, так и за рубежом наиболее распространенным методом изготовления крепежных изделий типа болт является холодная высадка головки и нанесение (накатывание) резьбы на болты с максимальным диаметром до 25,4 мм (1 дюйм). Холодная высадка имеет дополнительное преимущество, заключающееся в увеличении прочности резьбы болтов благодаря высоким поверхностным сжимающим напряжениям, аналогичным эффектам дробеструйной обработки. Этот процесс делает резьбу более устойчивой к усталостному растрескиванию [6–12].

В процессе изготовления болта конечную прочность определяет прочность исходного материала и его упрочнение. В настоящее время одним из основных сплавов для получения крупногабаритных деталей крепления остается сплав BT6 и зарубежный сплав-аналог Grade 5 (Ti–6Al–4V). Данные сплавы обеспечивают достижение предела прочности  $\sigma_b \leq 950$  МПа [9–11].

В отечественном авиастроении для изготовления крепежных деталей также применяют сплавы BT3-1, BT16 и BT22, которые относятся к ( $\alpha+\beta$ )-классу за исключением сплава BT22 (переходного или псевдо- $\beta$ -класса) [11]. Однако для изготовления крепежа из данных сплавов требуется применение горячей деформации и/или механической обработки. Сплавы BT3-1 и BT22 применяются в основном для изготовления относительно крупногабаритных деталей крепления. Для крепежных и других резьбовых деталей диаметром не более 40 мм, работающих при температурах до 300 °C, наиболее удачным сочетанием механических и технологических свойств обладает сплав BT16 [6]. Благодаря высокой технологической пластичности в холодном состоянии сплава BT16 в процессе холодного деформирования готовый болт приобретает гарантированный предел прочности  $\sigma_b \geq 1040$  МПа и сопротивление срезу  $\tau_{cp} \geq 700$  МПа.

Перспективным подходом к повышению прочностных характеристик крепежных изделий является применение при изготовлении псевдо- $\beta$ -титановых сплавов, которые в настоящее время обеспечивают достижение наиболее высоких значений прочности ( $\sigma_b \geq 1200$  МПа) в сочетании с высокими значениями характеристик пластичности. Такие значения пластических характеристик, особенно в закаленном состоянии, также позволяют применить для данных сплавов холодную высадку.

В настоящее время за рубежом для изготовления крепежных деталей находят применение сплавы марок 1-8-5 (Ti–1Al–8V–5Fe), Beta C (Ti–3Al–8V–6Cr–4Mo–4Zr), Timetal 21S (Ti–3Al–15Mo–2,7Nb–0,25Si) и Timetal 125 (Ti–6V–6Mo–6Fe–3Al) [9, 12]; из них:

- псевдо- $\beta$ -сплав Timetal 21S обеспечивает высокую удельную прочность и хорошую холодную формируемость, широко применяется в авиационной промышленности при изготовлении высокопрочного крепежа, обеспечивающего уровень свойств  $\tau_{cp} \geq 800$  МПа,  $\sigma_b \geq 1300$  МПа;

- псевдо- $\beta$ -сплав Timetal 125 специально разработан для изготовления высокопрочного крепежа и обеспечивает высокий уровень прочности –  $\sigma_b \geq 1300$  МПа при удлинении  $\delta \leq 6\%$ , однако высокое содержание железа в сплаве может приводить к снижению термической стабильности под напряжением при повышенных температурах эксплуатации и, соответственно, ресурса работы крепежных изделий.

Для изготовления мелких крепежных деталей с применением холодной высадки необходимы прутки малого диаметра (до 10,5 мм), соответствующие высоким требованиям к геометрическим параметрам. Современные технологии изготовления прутковых заготовок из титанового сплава BT16, предназначенных для изготовления деталей крепления методом холодной высадки, позволяют получить катаные прутки мелкого сорта диаметром вплоть до 4 мм. Общая схема изготовления прутков из титанового сплава BT16 мелкого сорта следующая: изготовление слитков, деформационная

обработка, прокатка прутков, травление, вакуумный отжиг, прокатка в роликовой кассете, мойка, вакуумный отжиг, обточка, ультразвуковой контроль.

Применение псевдо- $\beta$ -титанового сплава при изготовлении прутковых заготовок для крепежных изделий позволит повысить уровень механических свойств крепежных деталей вплоть до уровня зарубежных сплавов, таких как Timetal 21S [6, 11].

В целом для псевдо- $\beta$ -титановых сплавов можно выделить важное с практической точки зрения преимущество – это возможность эффективно управлять комплексом их свойств в широких пределах посредством термической обработки. При этом существует возможность варьировать уровнем не только прочностных характеристик ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ), но и модуля упругости (E) в широком интервале значений. Для большинства псевдо- $\beta$ -титановых сплавов в закаленном состоянии модуль упругости составляет ~83 ГПа, а после старения его значения возрастают до ~(103–110) ГПа [13–16].

Одним из наиболее эффективных способов повышения прочностных свойств сплавов с метастабильной  $\beta$ -структурой является низкотемпературная механическая обработка (НТМО), включающая закалку, холодную деформацию и старение. При термомеханической обработке псевдо- $\beta$ -титановых сплавов возможно достижение высокого уровня прочностных и упругих характеристик. Кроме того, псевдо- $\beta$ -титановые сплавы обладают высокой пластичностью при деформации при комнатной температуре: образующаяся после закалки объемноцентрированная кубическая решетка  $\beta$ -фазы имеет существенно больше систем скольжения, чем гексагональная плотноупакованная решетка  $\alpha$ -фазы в  $\alpha$ - или ( $\alpha+\beta$ )-сплавах [17–19].

Перспективным отечественным сплавом псевдо- $\beta$ -класса является разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ сплав BT47 системы Ti–Al–Mo–V–Cr–Fe–Sn–Zr–Y, содержащий в составе редкоземельный элемент – иттрий (Y). Сплав обеспечивает высокий уровень технологической пластичности в закаленном состоянии и прочностных характеристик после проведения упрочняющей термической обработки ( $\sigma_b = 1210$ –1270 МПа при  $\delta_5 = 12,0$ –15,5 %) [19–22].

Применение прутков из сплава BT47 для изготовления крепежных изделий методом холодной высадки требует решения следующих задач при выборе режимов термической обработки:

- выбор режима технологической термической обработки, обеспечивающей повышенную технологическую пластичность материала, а именно температур нагрева при отжиге/закалке заготовок; в этом состоянии будет осуществляться холодная высадка;
- выбор схемы и режимов упрочняющей термической обработки, обеспечивающей механические свойства конечного изделия.

В этой связи в данной работе проведены исследования влияния различных режимов термической обработки на структуру и механические свойства прутков из сплава BT47.

### Материалы и методы

Традиционная технология изготовления полуфабрикатов из титановых сплавов предусматривает проведение операций деформации с чередованием нагревов в  $\beta$ - и ( $\alpha + \beta$ )-областях. Такой подход обеспечивает мелкозернистую структуру преимущественно глобулярной морфологии. Однако, как известно, псевдо- $\beta$ -титановый сплав BT47 имеет довольно низкую температуру полиморфного превращения в сравнении с ( $\alpha + \beta$ )-сплавами. Вследствие этого при проведении горячей деформации псевдо- $\beta$ -титановых сплавов при температурах ( $\alpha + \beta$ )-области существует риск недостаточной степени деформирования и проработки структуры заготовок. Поэтому для данного класса сплавов получило распространение проведение горячей деформации в  $\beta$ -области

с постепенным снижением температуры. Более того, такая схема менее энергозатратна за счет применения меньших нагрузок для обеспечения качественной проработки структуры заготовок. Проведение заключительной деформации при температурах  $(\alpha + \beta)$ -области является нецелесообразным вследствие выполнения последующей термической обработки с нагревом под закалку в  $\beta$ -область, что приводит к структурным изменениям, заключающимся в протекании процессов рекристаллизации и роста первичного  $\beta$ -зерна.

Для проведения исследований осуществлена выплавка слитков (рис. 1, *a*) из сплава BT47 массой ~30 кг в вакуумно-дуговой печи VAR-L200. Путем ковки на изотермическом прессе изготавливали заготовки, из которых получали катаные прутки (рис. 1, *б*). Все деформационные операции осуществляли при температуре  $\beta$ -области.

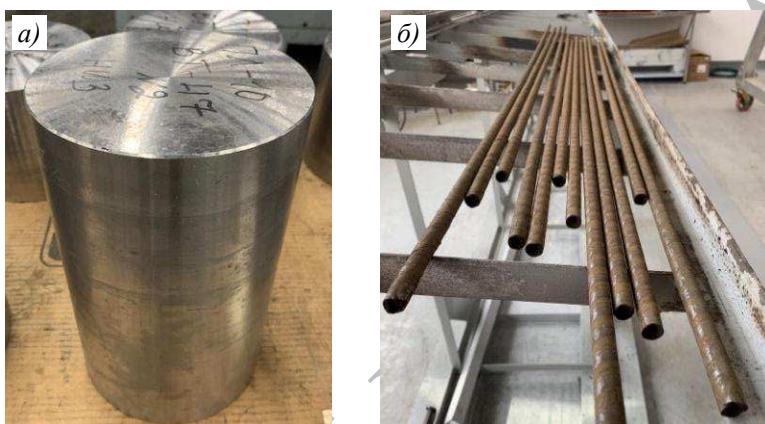


Рис. 1. Внешний вид слитка (*а*) и катаного прутка (*б*) из сплава BT47

Традиционный подход к термической обработке предусматривает проведение закалки с температуры  $\beta$ -области. Однако, согласно ряду исследований [13, 17, 21], существует возможность регулировать свойства материала в термоупрочненном состоянии путем выбора температуры закалки в  $(\alpha + \beta)$ -области. В этом случае присутствие первичной  $\alpha$ -фазы должно оказать положительное влияние на процесс распада  $\beta$ -фазы при старении.

При этом при применении заготовок из сплава BT47 для изготовления крепежных изделий проведение закалки с температур  $(\alpha + \beta)$ -области должно обеспечивать необходимую технологическую пластичность для проведения холодной высадки.

Другим возможным вариантом повышения стабильности достижения высоких значений механических свойств является применение схемы НТМО, включающей следующие операции: закалка  $\rightarrow$  холодная деформация  $\rightarrow$  старение. В этом случае интенсифицируется распад пересыщенного  $\beta$ -твердого раствора за счет образования частиц  $\alpha$ -фазы на дефектах кристаллического строения, образованных при холодной деформации.

Для высокопрочных титановых сплавов применяется схема высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), при которой старение проводится после охлаждения с температуры деформации без промежуточной закалки. Из-за того, что сплав BT47 является самозакаливающимся и с учетом малых сечений прутковых заготовок после охлаждения с температур деформации происходит преимущественная фиксация  $\beta$ -структуры. При этом в материале сохраняются дефекты кристаллического строения, полученные при деформации, и мелкозернистая структура. Эффект их влияния возможно ликвидировать с помощью рекристаллизационных процессов при нагреве и выдержке под закалку.

В результате анализа выбраны режимы и проведена термическая обработка (где  $T_{\text{п.п.}}$  – температура полиморфного превращения) катаных прутковых заготовок в камерной лабораторной печи Nabertherm по следующим режимам:

- 1 – закалка при температуре ( $T_{\text{п.п.}} - 30$ ) °C, выдержка и охлаждение на воздухе;
- 2 – закалка при температуре ( $T_{\text{п.п.}} + 30$ ) °C, выдержка и охлаждение на воздухе;
- 3 – закалка при температуре ( $T_{\text{п.п.}} - 30$ ) °C, выдержка, охлаждение на воздухе + старение, выдержка и охлаждение на воздухе;
- 4 – закалка при температуре ( $T_{\text{п.п.}} + 30$ ) °C, выдержка и охлаждение на воздухе + старение, выдержка и охлаждение на воздухе;
- 5 – закалка при температуре ( $T_{\text{п.п.}} + 40$ ) °C, выдержка и охлаждение на воздухе → холодная осадка → старение и охлаждение на воздухе (НТМО);
- 6 – горячая прокатка → старение и охлаждение на воздухе (ВТМО).

Проведение термической обработки по режимам 1 и 2 должно обеспечить необходимую для дальнейшей холодной высадки технологическую пластичность сплава.

Подбор режимов упрочняющей термической обработки по традиционной схеме (закалка с последующим старением) и термомеханической обработки позволяет провести исследования и оценить возможности достижения наилучшего сочетания комплекса механических свойств итогового изделия.

Исследования микроструктуры выполняли на оптическом микроскопе. Испытания на растяжение при температуре 20 °C образцов из титанового сплава ВТ47 проводили по ГОСТ 1497–84 на испытательной машине.

Испытания по определению механических свойств при сопротивлении срезу ( $\tau_{\text{ср}}$ ) при температуре 20 °C проводили в соответствии с ОСТ1 90148–74 на испытательной машине.

## Результаты

Результаты исследований микроструктуры прутковых заготовок из сплава ВТ47 после термообработки, НТМО и ВТМО по вышеуказанным режимам представлены на рис. 2.

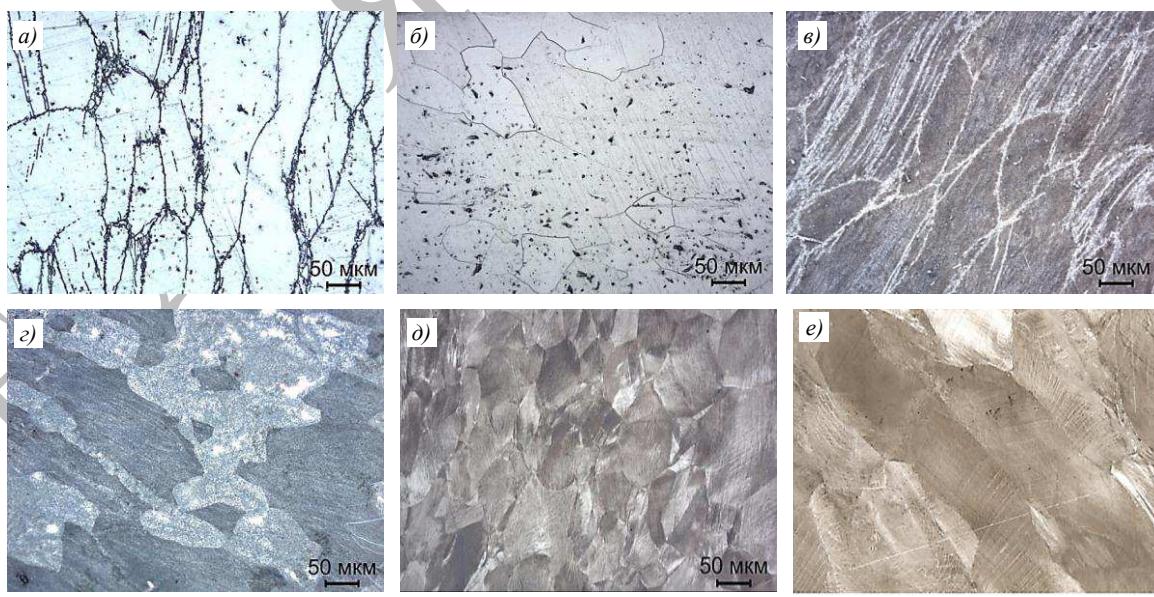


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 200$ ) прутковых заготовок из сплава ВТ47, полученных по режимам 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и после низко- (д) и высокотемпературных (е) термомеханических обработок

Микроструктура образцов в закаленном состоянии (режимы 1 и 2) представлена первичными  $\beta$ -зернами. После термической обработки по режиму 1 также наблюдаются частицы  $\alpha$ -фазы в виде так называемой «оторочки» по границам  $\beta$ -зерен, а также скопления частиц  $\alpha$ -фазы на тройных стыках первичных  $\beta$ -зерен и в местах исходного скопления дефектов кристаллического строения, образовавшихся в результате деформации.

Микроструктура образцов в термоупрочненном состоянии (режимы 3 и 4) представлена исходными  $\beta$ -зернами с мелкодисперсными выделениями частиц  $\alpha$ -фазы высокой однородности внутри  $\beta$ -зерна, что обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик. Для термической обработки по режиму 3 характерно существенное снижение плотности выделений вторичной  $\alpha$ -фазы непосредственно вблизи границ  $\beta$ -зерна и «оторочек»  $\alpha$ -фазы, образовавшейся после закалки из  $(\alpha + \beta)$ -области. Необходимо также отметить, что после термической обработки по режиму, предусматривающему закалку из  $\beta$ -области и старение (режим 4), внутри некоторых  $\beta$ -зерен наблюдаются зоны, свободные от выделений частиц  $\alpha$ -фазы, и зерна с пониженной плотностью выделений  $\alpha$ -фазы, что может стать причиной большего разброса значений пластических характеристик при кратковременном растяжении, нестабильности результатов усталостных испытаний, а также испытаний на определение характеристик трещиностойкости.

Микроструктура образцов в результате применения режимов 5 (НТМО) и 6 (ВТМО) представлена  $\beta$ -зернами с мелкопластинчатыми выделениями  $\alpha$ -фазы, имеющими преимущественно однонаправленное строение внутри  $\beta$ -зерен. Местами наблюдается незначительная неоднородность плотности и объема выделений частиц вторичной  $\alpha$ -фазы в различных  $\beta$ -зернах. Тонкая структура сплава после примененных режимов термомеханической обработки и особенности морфологии частиц вторичной  $\alpha$ -фазы ввиду их очень малого размера с трудом определяются методами оптической микроскопии.

После термической обработки, обеспечивающей повышение технологической пластичности материала, проведены испытания на осадку при температуре 20 °C (в соответствии с ГОСТ 8817–82) образцов, вырезанных от прутковых заготовок из сплава ВТ47 (табл. 1).

**Осадка прутковых заготовок из сплава ВТ47 при температуре 20 °C**

Условный номер режима	Среднее значение деформации, %	Состояние поверхности образца
1 (закалка из $(\alpha + \beta)$ -области)	74,03	На боковой поверхности образца отсутствуют трещины, закаты и надрывы
2 (закалка из $\beta$ -области)	75,25	

Результаты испытаний на осадку показывают, что подобранные режимы обеспечивают достижение деформации при комнатной температуре  $>73\%$  при отсутствии поверхностных дефектов (трещин, закатов, надрывов), что свидетельствует о высокой технологической пластичности сплава, достигнутой в результате примененных режимов термической обработки.

Результаты испытаний на определение механических свойств при растяжении катаных прутковых заготовок из сплава ВТ47 после термической обработки, НТМО и ВТМО по представленным режимам приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

**Механические свойства при растяжении прутковых заготовок из сплава ВТ47  
при температуре 20 °С после термической обработки,  
обеспечивающей технологическую пластичность (средние значения)**

Условный номер режима	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$
1 (закалка из $(\alpha + \beta)$ -области)	85,8	788	794	21,3	49,2
2 (закалка из $\beta$ -области)	85,4	798	804	21,3	49,6

Таблица 3

**Механические свойства при растяжении прутковых заготовок из сплава ВТ47  
при температуре 20 °С после упрочняющей термической  
и термомеханической обработок (средние значения)**

Условный номер режима	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$
3 (закалка из $(\alpha + \beta)$ -области + старение)	109,4	1266	1326	11,0	12,1
4 (закалка из $\beta$ -области + старение)	110,4	1172	1240	11,6	31,4
5 (НТМО)	113,5	1352	1417	4,3	9,6
6 (ВТМО)	108,0	1262	1330	8,6	13,0

Полученные результаты механических свойств показывают, что после термической обработки, обеспечивающей повышение деформационной способности материала, достигаются высокие значения характеристик пластичности; после упрочняющей термической обработки также получены высокие значения характеристик прочности в совокупности с характеристиками пластичности. После термомеханической обработки значения пластичности уступают значениям, полученным после упрочняющей термообработки.

Сопротивление срезу ( $\tau_{cp}$ ) является одной из основных характеристик готовой детали, поэтому после проведения режима 2 и ВТМО проведены испытания на двойной срез при температуре 20 °С катаных прутков из сплава ВТ47 (табл. 4).

Таблица 4

**Сопротивление срезу ( $\tau_{cp}$ ) прутковых заготовок  
из сплава ВТ47 при температуре 20 °С (средние значения)**

Условный номер режима	$\tau_{cp}$ , МПа
3 (закалка из $(\alpha + \beta)$ -области + старение)	812
4 (закалка из $\beta$ -области + старение)	777
6 (ВТМО)	805

Результаты испытаний на растяжение и сопротивление срезу показывают, что высокими показателями механических свойств обладают прутки из сплава ВТ47 после термической обработки по режимам 3 и 4. Свойства прутков после режима 6 (ВТМО) находятся на одном уровне со свойствами после режимов 3 и 4. Необходимо отметить положительное действие НТМО на механические свойства сплава. Наилучший комплекс свойств сплав приобретает после режима 3 – закалка из  $(\alpha + \beta)$ -области + старение.

### Обсуждение и заключения

Из данных, приведенных в табл. 1, следует, что проведение закалки с температур  $(\alpha + \beta)$ - и  $\beta$ -областей обеспечивает достижение высоких степеней деформации при испытаниях образцов на осадку, превышающих 70 %, без образования трещин. Полученные результаты показывают равные возможности применения

материала в данных состояниях для изготовления крепежных изделий холодной высадкой. Значения относительного удлинения и сужения, определенные при испытании на растяжение образцов в закаленном состоянии, также являются близкими.

Для выбора температуры закалки прутковых заготовок из сплава ВТ47 определяющим является комплекс механических свойств, полученный на образцах после старения. В процессе старения образцов из сплава ВТ47 происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением частиц  $\alpha$ -фазы. Уровень прочности материала при растяжении в первую очередь определяется полнотой протекания процесса распада и его равномерностью, что будет влиять на реализацию доминирующего дисперсионного механизма упрочнения образцов из сплава ВТ47.

Результаты испытаний показывают, что прочность образцов, обработанных по режиму: закалка из  $(\alpha + \beta)$ -области + старение, в среднем больше на 80 МПа по сравнению с образцами, подвергнутыми закалке из  $\beta$ -области + старение. В процессе старения помимо положительного влияния первичной  $\alpha$ -фазы на распад метастабильной  $\beta$ -фазы можно предположить, что благотворное влияние на свойства также оказывают дефекты кристаллического строения и размер зерен  $\beta$ -фазы, наследуемые после деформации при изготовлении прутков. В случае нагрева в  $\beta$ -области их положительное влияние ликвидируется вследствие активного протекания рекристаллизационных процессов.

По результатам испытаний видно, что значения механических свойств образцов после ВТМО и закалки из  $(\alpha + \beta)$ -области + старение находятся на одном уровне. При этом положительной особенностью ВТМО является отсутствие в технологическом процессе операции закалки. Однако стабильность механических свойств образцов после ВТМО требует дополнительной оценки, поскольку условия охлаждения отдельных прутковых заготовок после их прокатки могут существенно отличаться.

Значения сопротивления срезу (табл. 4) коррелируют со значениями предела прочности при растяжении, полученными на прутковых заготовках из сплава ВТ47. Значения этой характеристики, определяющей для материала крепежных изделий, являются наилучшими и близкими в случае обработки по режимам ВТМО и  $(\alpha + \beta)$ -закалка + старение.

Учитывая влияние дефектов строения материала на процессы распада и значения механических свойств, очевидным является повышение прочности материала из сплава ВТ47 за счет проведения НТМО, которая ограничено применяется для высокопрочных  $(\alpha + \beta)$ -сплавов вследствие их невысокой пластичности при комнатной температуре. Однако повышенная технологическая пластичность закаленных псевдо- $\beta$ -сплавов открывает широкие возможности для реализации данного метода, что подтверждается достижением предела прочности  $>1400$  МПа после НТМО (табл. 3).

Необходимо также обратить внимание на схожесть морфологии структуры образцов после ВТМО и НТМО и более мелкозернистую структуру после НТМО.

По результатам проведенных исследований следует отметить, что применение прутковых заготовок из сплава ВТ47 для изготовления крепежных изделий позволит повысить их предел прочности более чем на 200 МПа в сравнении с применяемым в настоящее время сплавом ВТ16 с уровнем предела прочности 1100 МПа в термически упрочненном состоянии.

Однако окончательный выбор реализуемой схемы термической обработки возможен только по результатам отработки технологии изготовления крепежных изделий в рамках запланированных работ. Возможность достижения высоких значений прочностных характеристик в совокупности с высокой технологической пластичностью делает актуальным применение псевдо- $\beta$ -сплава ВТ47 в качестве материала крепежных деталей.

**Библиографический список**

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
2. Каблов Е.Н. Доминанта национальной технологической инициативы. Проблемы ускорения развития аддитивных технологий в России // Металлы Евразии. 2017. № 3. С. 2–6.
3. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si– $\beta$ -стабилизаторы // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
4. Володин В.А. Крепежные системы для высоконагруженных авиационных конструкций. Опыт и перспективы применения в гражданских самолетах // Международная энциклопедия CALS. Авиационно-космическое машиностроение. М.: ОАО «НИЦ АСК», 2015. С. 125–128.
5. Володин В.А., Братухин В.А. Технологические особенности изготовления крепежных систем для соединения композиционных материалов // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2017. № 2 (117). С. 113–117.
6. Власов А.П. Прогрессивные крепежные изделия. М.: Машиностроение, 1991. 256 с.
7. Колганов И.М. Технологичность авиационных конструкций, пути повышения: учеб. пособие. Ульяновск: УлГТУ, 2003. Ч. 1. 148 с.
8. Whittaker J.T. Ductility and Use of Titanium Alloy and Stainless Steel Aerospace Fasteners: Master's thesis. University of South Florida, 2015. P. 91.
9. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003. P. 513.
10. Boyer R.R., Briggs R.D. The Use of  $\beta$  Titanium Alloys in the Aerospace Industry // Journal of Materials Engineering and Performance. 2005. Vol. 14 (6). P. 681–685.
11. Биргер И.А., Иосилевич Г.Б. Резьбовые и фланцевые соединения. М.: Машиностроение, 1990. 368 с.
12. Nyakana S.L., Fanning J.C., Boyer R.R. Quick Reference Guide for Titanium Alloys in the 00s // Journal of Materials Engineering and Performance. 2005. Vol. 14. No. 6. P. 13 URL: <http://www.springer.com> (дата обращения: 15.04.2021). DOI: 10.1361/105994905X75656.
13. Ночовная Н.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства и структуру экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- $\beta$ -титанового сплава // Труды ВИАМ. 2018. № 6 (66). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-22-29.
14. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.
15. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. № 12. С. 11–14.
16. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
17. Bania P.J., Hutt A.J., Adams R.E. Ultra high strength titanium alloy for fasteners // Ti-92 Science and Technology: Proceedings of the 7<sup>th</sup> World Conference on Titanium. The Minerals, Metals & Materials Society, 1993. P. 2899–2906.
18. Santhosh R., Geetha M., Nageswara Rao M. Recent Developments in Heat Treatment of Beta Titanium Alloys for Aerospace Applications // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2017. Vol. 70. No. 7. P. 1681–1688.
19. Ночовная Н.А., Ширяев А.А. Опыт ФГУП «ВИАМ» по изготовлению полос из нового высокопрочного псевдо- $\beta$ -титанового сплава BT47 // Труды ВИАМ. 2017. № 9 (57). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-9-2-2.
20. Дзунович Д.А., Панин П.В., Лукина Е.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства сварных крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава BT23 // Труды ВИАМ. 2018. № 1 (61). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7.
21. Высокопрочный сплав на основе титана и изделие, выполненное из высокопрочного сплава на основе титана: пат. 2569285 Рос. Федерация. № 2014153690/02; заявл. 29.12.14; опубл. 20.11.15.
22. Севастьянов Д.В., Дориомедов М.С., Сутубалов И.В., Кулагина Г.С. Направления развития производственных технологий в области редкоземельных металлов // Труды ВИАМ. 2018. № 1 (61). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-4-4.

УДК 678.747.2

Г.Ф. Железина<sup>1</sup>, Н.А. Соловьева<sup>1</sup>, Г.С. Кулагина<sup>1</sup>, П.М. Шульдешова<sup>1</sup>

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ К УДАРУ ТОНКОЛИСТОВЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ЗА СЧЕТ ПЛАКИРОВАНИЯ АРАМИДНЫМ ОРГАНОПЛАСТИКОМ

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-35-42

*Проведен анализ научно-технической литературы и показана эффективность применения органопластиков в авиационных конструкциях в качестве экранов и покрытий, обеспечивающих защиту деталей из углепластика от повреждений, вызванных ударными и эрозионными воздействиями. Исследованы механические свойства и характер разрушения при ударе образцов углепластика, плакированных арамидным органопластиком в сравнении с образцами углепластика без плакирующего слоя. Показана возможность повышения за счет плакирования углепластика удельной ударной вязкости при изгибе на 22 % и уменьшение на 30 % площади повреждений при ударе с кинетической энергией 30 Дж.*

**Ключевые слова:** органопластик, углепластик, плакирование, ударные воздействия, эрозионные воздействия, удельная ударная вязкость, тонколистовые обшивки.

G.F. Zhelezina<sup>1</sup>, N.A. Solovieva<sup>1</sup>, G.S. Kulagina<sup>1</sup>, P.M. Shuldeshova<sup>1</sup>

## STUDY OF THE POSSIBILITY OF INCREASING THE IMPACT RESISTANCE OF THIN-SHEETED CARBON FIBER-REINFORCED PLASTICS DUE TO CLADING WITH ARAMID ORGANOPLASTICS

The article provides the analysis of the scientific and technical literature and the effectiveness of the use of organoplastics in aircraft structures as screens and coatings that provide protection of carbon parts from damage caused by shock and erosion. The paper examined the mechanical properties and the nature of impact fracture of carbon fiber-reinforced plastics samples without a cladding layer. It is shown that it is possible to increase the specific impact strength in bending by 22 % due to cladding of CFRP, and to reduce the area of damage by 30 % upon impact with a kinetic energy of 30 J.

**Keywords:** organoplastic, carbon fiber-reinforced plastic (CFRP), cladding, shock effect, erosional effect, specific impact strength, thin-sheet sheathing.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Широкое применение полимерных композиционных материалов взамен металлических – мировая тенденция при создании современных конструкций различного назначения [1, 2]. В авиационной технике применение высокопрочных полимерных композитов позволяет решить главную техническую проблему – снизить вес летательных аппаратов, что обеспечивает повышение их технико-экономической эффективности при эксплуатации (увеличение грузоподъемности, дальности полета, снижение расхода топлива и т. д.) [3, 4].

Важной является также возможность существенного сокращения затрат на производство, ремонт и обслуживание изделий путем применения полимерных композитов и современных технологических процессов их изготовления [5, 6].

В ряду полимерных композитов особое место занимают углепластики – материалы, которые благодаря комплексу физико-механических характеристик позволяют обеспечить максимально высокие значения конструкционной прочности и жесткости изделий. В авиационной технике углепластики используются для широкого круга деталей: силовых ответственных конструкций (лонжероны, створки шасси, закрылки и носки крыла), средне- и слабонагруженных обшивок и т. д. Углепластики являются одним из основных классов полимерных композиционных материалов, применяемых в настоящее время при разработке новых изделий авиационной техники [7–9].

В соответствии с постоянно возрастающими требованиями к летательным аппаратам увеличиваются и требования к техническим характеристикам конструкционных материалов. Применительно к углепластикам основной задачей является повышение их стойкости к ударным воздействиям. Углепластики, в сравнении с полимерными композитами на основе арамидных и стеклянных волокон, обладают меньшей ударной вязкостью и более чувствительны к наличию механических повреждений, дефектов и других концентраторов напряжений [10–12].

Вероятность ударных и эрозионных воздействий твердыми частицами (пыль, песок, мелкие камни) на внешние поверхности летательных аппаратов возникает при их взлете и посадке [13]. Кроме того, в процессе эксплуатации и наземного обслуживания возможны повреждения элементов конструкций из-за случайных ударных воздействий (падения инструментов, используемых при проведении ремонтных работ, и др.). Такие удары могут приводить к хрупкому разрушению деталей из углепластика или к образованию в них трещин, которые представляют потенциальную опасность в совокупности с воздействием эксплуатационных нагрузок и атмосферно-климатических факторов [14].

Один из путей повышения ударной стойкости углепластиков – это включение в их состав слоев арамидного органопластика, т. е. создание гибридных конструкций. Известно, что высокая стойкость органопластиков к механическому удару, эрозии и баллистическому воздействию обусловлена особенностью разрушения арамидных волокон. Разрушение органопластиков в отличие от стекло- и углепластиков сопровождается множественным разрушением самих армирующих арамидных волокон с образованием обширной поверхности разрушения, что требует больших затрат энергии [15, 16]. Сочетание углепластика с органопластиком в составе гибридного углеорганопластика позволяет реализовать преимущества двух классов полимерных композиционных материалов и нивелировать недостатки, свойственные каждому композиту, – низкую прочность при сжатии органопластика и склонность к хрупкому разрушению углепластика.

Физико-механические характеристики гибридных углеорганопластиков зависят от количественного соотношения, порядка чередования, схемы армирования слоев углепластика и органопластика и могут варьироваться в широких пределах. Положительным фактором, обеспечивающим высокую работоспособность гибридного углеорганопластика при эксплуатации, является близость значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) слоев углепластика и органопластика. Это предотвращает появление в композите высоких остаточных термических напряжений после формования и при перепадах эксплуатационных температур [17]. Накопленный к настоящему времени положительный опыт эксплуатации углеорганопластиков в составе авиационной техники свидетельствует о высокой эффективности этих материалов для повышения весовой эффективности авиационных конструкций. Далее приведены примеры применения гибридных конструкций из углеорганопластиков в авиационной технике:

- обшивки воздушного тормоза, элерона, закрылков и носков крыла самолета Ту-334;
- створки передней опоры шасси самолета Ту-204;
- панели фюзеляжа вертолета Ка-62.

Арамидные органопластики благодаря высокой стойкости к ударным воздействиям [18] нашли применение как самостоятельные материалы в качестве защитных экранов для предотвращения растрескивания и хрупкого осколочного разрушения элементов конструкций из углепластиков. Например, в работе [19] предлагается использовать защитный экран из органопластика для обеспечения целостности закрылка из углепластика при столкновении самолета с птицами при эксплуатации.

Интерес представляет также использование арамидного органопластика в качестве эрозионностойкого плакирующего слоя углепластиковых деталей, которые в процессе эксплуатации подвергаются эрозионному воздействию потока твердых частиц (пыль, песок, град, мелкие камни). К таким деталям относятся элементы пылезащитного устройства вертолетного двигателя, тонколистовые обшивки планера и лопастей вертолетов. На рис. 1 в качестве примера показан корпус пылезащитного устройства (ПЗУ) из углепластика, поверхность которого защищена арамидным органопластиком и системой лакокрасочного покрытия (ЛКП), обеспечивающих эрозионную защиту и работоспособность устройства в потоках пыли и песка.

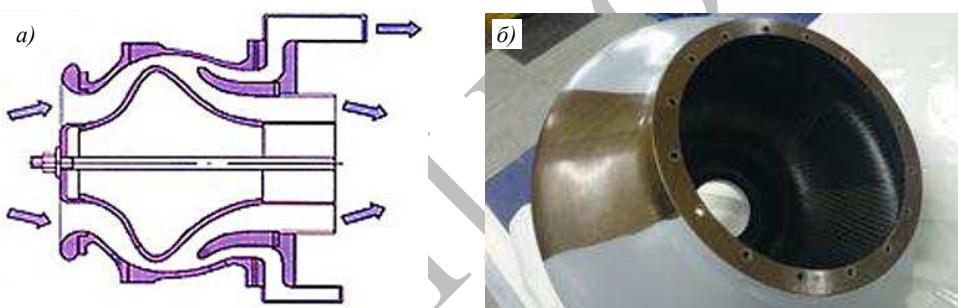


Рис. 1. Схема движения воздуха в пылезащитном устройстве (ПЗУ) λ-образного типа (а) и корпус ПЗУ из углепластика с плакирующим слоем органопластика (б)

Эрозионные и ударные воздействия представляют наибольшую опасность для тонкослойных обшивок из углепластика и деталей малой толщины. Использование элементов конструкций малой толщины наиболее характерно для современных беспилотных летательных аппаратов [20–22]. Ударные повреждения тонких обшивок могут привести к неконтролируемому росту трещины с последующим выходом из строя всего изделия. Принимая во внимание высокую ударную и эрозионную стойкость органопластиков, их способность тормозить развитие трещин [23], целесообразно рассмотреть возможность использования органопластиков в качестве внешнего плакирующего слоя тонколистовых обшивок и тонкостенных деталей из углепластиков.

Цель данной работы – исследование механических свойств и характера разрушения при ударе образцов углепластика, плакированных тонким слоем арамидного органопластика, с оценкой возможности использования плакировки органопластиком для повышения ударной стойкости тонколистовых обшивок из углепластика и тонкостенных элементов конструкций.

В статье приведены результаты механических испытаний, характеризующих стойкость к ударным воздействиям (ударная вязкость по Шарпи, удар падающим грузом, прочность при сжатии после удара) образцов углепластиков, плакированных и не-плакированных арамидным органопластиком.

### Материалы и методы

Объектами исследования в работе являются углепластики, армированные равнопрочными углеродными тканями марки ВТКУ-2-200 (Россия) и артикула 4750 (фирма Porcher, Франция). Для изготовления углепластиков использовали связующие марок ВСК-14-2 (эпоксидополисульфоновое) и ВСТ-32 (полициануратное).

Исследуемые образцы углепластиков отличались наличием или отсутствием на поверхности плакирующего слоя из органопластика, армированного одним слоем арамидной ткани.

Исследовали образцы следующих составов:

- углепластик (ткань ВТКУ-2-200 + связующее ВСК-14-2) без плакирования органопластиком;
- углепластик (ткань ВТКУ-2-200 + связующее ВСК-14-2), плакированный органопластиком (ткань артикула 86-153-04Н + связующее ВСК-14-2);
- органопластик (ткань артикула 86-153-04Н + связующее ВСК-14-2);
- углепластик (ткань артикула 4750 + связующее ВСТ-32) без плакирования органопластиком;
- углепластик (ткань артикула 4750 + связующее ВСТ-32), плакированный органопластиком (ткань артикула 86-153-04Н + связующее ВСТ-32).

Образцы углепластиков с плакирующим и без плакирующего слоя изготавливали методом автоклавного формования с использованием препров, предварительно полученных на пропиточных установках. Плакирование органопластиком осуществляли путем совместного формования с углепластиком – за одну технологическую операцию.

Ударную вязкость при изгибе (по Шарпи) определяли на маятниковом копре Psd 50/15 по ГОСТ 4647–80, сжатие после удара – по ГОСТ 33495–2015. Стойкость к ударному воздействию образцов углепластиков с плакирующим и без плакирующего слоя оценивали также по характеру разрушения после удара (трещины, разломы, площадь повреждения). Нанесение механического удара на образцы углепластиков осуществляли свободно падающим грузом на вертикальном копре Ceast 9350 компании Instron (рис. 2).



Рис. 2. Вертикальный копер Ceast 9350 компании Instron

Для исследования характера разрушения при ударе тонколистового углепластика использовали плоские прямоугольные образцы размером 100×150 мм толщиной 0,6–0,7 мм. Исследуемый образец закрепляли в четырех точках в зажимном приспособлении в виде рамки с прямоугольным отверстием. Удар с кинетической энергией 30 Дж наносили бойком полусферической формы диаметром 16 мм.

### Результаты и обсуждение

#### *Механические свойства и ударная вязкость углепластика*

Для анализа влияния плакирующего слоя на физико-механические свойства и ударную стойкость углепластиков проведены испытания образцов углепластика на основе углеродной ткани артикула 4750 и полициануратного связующего ВСТ-32. Испытаниям подвергали образцы углепластика с плакирующим слоем органопластика на основе ткани из арамидного волокна Руслан артикула 86-153-04Н и связующего ВСТ-32 и без плакировки.

В таблице приведены результаты испытаний образцов углепластика с плакирующим и без плакирующего слоя, а также представлены свойства органопластика. Из приведенных данных видно, что свойства при растяжении, сжатии и изгибе у образцов углепластика с плакирующим и без плакирующего слоя имеют близкие значения. Объемная доля плакирующего органопластика толщиной 0,12 мм в исследуемых образцах плакированного углепластика составляет небольшую величину: 4–5 %, поэтому наличие плакировки не приводит к заметному изменению упругопрочностных свойств плакированных образцов при статическом нагружении. Однако плакирующий слой оказывает большое влияние на величину удельной ударной вязкости образцов. Плакирование органопластиком толщиной 0,12 мм позволило увеличить удельную ударную вязкость образцов углепластика толщиной 4 мм на 22 %.

#### **Физико-механические свойства образцов полимерных композиционных материалов**

Свойства	Значения свойств для		
	органопластика	углепластика	углепластика, плакированного органопластиком
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	1350	1560	1560
Предел прочности при растяжении, МПа	750	895	890
Модуль упругости при растяжении, ГПа	36	65	64
Относительное удлинение, %	2,8	1,4	1,4
Предел прочности при изгибе, МПа	560	980	980
Модуль упругости при изгибе, ГПа	28	54	51
Предел прочности при сжатии, МПа	250	725	705
Удельная ударная вязкость при изгибе, кДж/м <sup>2</sup>	205	118	144

#### *Остаточная прочность при сжатии после удара*

Для исследования остаточной прочности при сжатии после удара использовали образцы углепластика толщиной 5,6 мм со схемой армирования [-45°/0°/+45°/90°]<sub>4s</sub>. Плакирующий слой органопластика, включающий один слой арамидной ткани, наносили с обеих сторон образца. В результате толщина образца увеличилась до 5,8 мм. Кинетическая энергия удара составляла 30 Дж.

Проведены исследования остаточной прочности при сжатии после удара образцов углепластика на основе углеродной ткани артикула 4750 и полициануратного связующего ВСТ-32, плакированных арамидным органопластиком.

Остаточная прочность при сжатии после удара образцов из углепластиков, МПа:

плакированного органопластиком	245;
без плакировки	260

Установлено, что остаточная прочность при сжатии исследованных образцов углепластика, плакированных органопластиком, составляет 245 МПа, что сопоставимо с остаточной прочностью при сжатии углепластика без плакирующего слоя.

*Влияние плакировки на характер разрушения  
при ударе тонколистового углепластика*

Ударному воздействию с кинетической энергией 30 Дж подвергали образцы углепластика толщиной 0,75 мм с плакирующим слоем органопластика. Толщина плакирующего слоя органопластика на образцах составляла 0,12 мм. Для сравнения аналогичным испытаниям подвергали неплакированные образцы углепластика толщиной 0,63 мм. В составе углепластика использовали углеродную ткань ВТКУ-2-200 и связующее ВСК-14-2, в составе органопластика – ткань артикула 86-153-04Н.

У всех образцов, подвергнутых удару, наблюдалось сквозное пробитие с образованием продольных и поперечных разломов. При испытании фиксировали размер образовавшихся трещин как с лицевой (со стороны удара), так и с обратной стороны. На рис. 3 показан характер разрушения после удара свободным падающим грузом с энергией 30 Дж образцов из неплакированного углепластика.

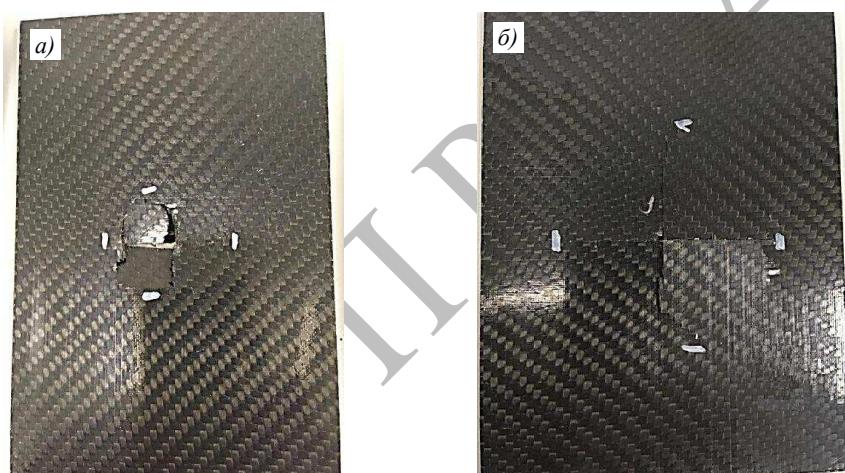


Рис. 3. Лицевая (а) и обратная (б) стороны образца углепластика  
после удара падающим грузом с энергией 30 Дж

Анализ характера разрушений показал, что размер поврежденной зоны углепластика с лицевой стороны составил 34×44 и 65×72 мм с обратной стороны. Отмечено, что при возвратном движении бойка копра происходит «выворачивание» разрушенной части углепластика на лицевую сторону (рис.3, а), что при разрушении в полете может привести к дополнительному разрушению конструкции за счет воздействия воздушного потока.

На рис. 4 показан характер разрушения после удара свободным падающим грузом с энергией 30 Дж образцов углепластика с плакирующим слоем органопластика.

Образец углепластика с плакирующим слоем органопластика также имел сквозное пробитие при ударе падающим грузом с энергией 30 Дж. Однако размер и характер повреждений имеют отличия в сравнении с образцом без плакирующего слоя. Со стороны плакирующего слоя, по которой был нанесен удар (рис. 4, а), образовалось отверстие с ровными краями диаметром 16 мм (диаметр бойка). На обратной стороне образца видны сквозные разломы углепластика (рис. 4, б), при этом зона повреждений составила 36×38 мм, что меньше, чем у образца углепластика, незащищенного плакирующим слоем.

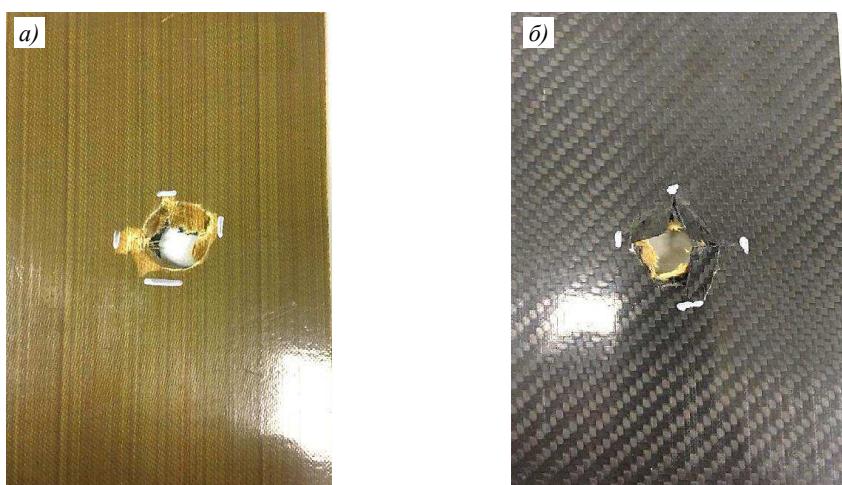


Рис. 4. Лицевая (а) и обратная (б) стороны образца углепластика с плакирующим слоем органопластика после удара падающим грузом с энергией 30 Дж

Таким образом, проведенные испытания показали, что наличие тонкого слоя органопластика (толщиной 0,12 мм) на поверхности углепластика толщиной 0,63 мм позволяет уменьшить растрескивание углепластика и сократить площадь повреждений приблизительно на 30 %.

### Заключения

Исследованы механические свойства и характер разрушения при ударе образцов углепластика толщиной от 0,63 до 5 мм, плакированных тонким слоем (0,12 мм) арамидного органопластика. Проведенные исследования показали возможность повышения стойкости к удару тонколистовых углепластиков путем плакирования арамидным органопластиком, а именно:

- увеличение на 22 % удельной ударной вязкости при изгибе образцов углепластика на основе равнопрочной углеродной ткани и полициануратного связующего с плакирующим слоем арамидного органопластика толщиной 0,12 мм;
- уменьшение на 30 % площади повреждений при механическом ударе с кинетической энергией 30 Дж образцов углепластика толщиной 0,63 мм (на основе равнопрочной ткани и эпоксиполисульфонового связующего), плакированных арамидным органопластиком толщиной 0,12 мм.

Результаты исследования могут быть использованы для обеспечения эксплуатационной надежности при ударных и эрозионных воздействиях на тонколистовые обшивки и тонкостенные детали из углепластиков для перспективных вертолетов и беспилотных летательных аппаратов.

### Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информ. материалов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
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. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
5. Каблов Е.Н., Подживотов Н.Ю., Луценко А.Н. О необходимости создания единого информационно-аналитического центра авиационных материалов РФ // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2019. № 3. С. 28–34.

6. Колобков А.С. Полимерные композиционные материалы для различных конструкций авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
7. Гуняева А.Г., Курносов А.О., Гуляев И.Н. Высокотемпературные полимерные композиционные материалы, разработанные во ФГУП «ВИАМ», для авиационно-космической техники: прошлое, настоящее, будущее (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-43-53.
8. Сидорина А.И., Гуняева А.Г. Рынок углеродных волокон и композитов на их основе. Обзор // Химические волокна. 2016. № 4. С. 48–53.
9. Сидорина А.И. Механические свойства полимерных композиционных материалов на основе российских высокопрочных углеродных наполнителей и полимерных матриц нового поколения // Химические волокна. 2018. № 2. С. 16–19.
10. Кривонос В.В., Тараков Ю.М. Инновационные композитные материалы и технологии в авиастроении // Композиты СНГ: Цифровизация и стоимостный анализ жизненного цикла изделий. М.: Ивент группа Musthavevents, 2018. С. 23–26.
11. Деев И.С., Каблов Е.Н., Кобец Л.П., Чурсова Л.В. Исследование методом сканирующей электронной микроскопии деформации микрофазовой структуры полимерных матриц при механическом нагружении // Труды ВИАМ. 2014. № 7. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-6-6.
12. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Гриневич Д.В., Шершак П.В. Обзор критериев прочности материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). Ст. 12 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126.
13. Ерасов В.С., Котова Е.А. Эрозионная стойкость авиационных материалов к воздействию твердых (пылевых) частиц // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 3 (20). С. 30–36.
14. Яковлев Н.О., Гуляев А.И., Лашов О.А. Трещиностойкость слоистых полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2016. № 4 (40). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-12-12.
15. Zhelezina G.F., Shuldeshova P.M. Structural organ plastics based on film adhesives // Polymer Science. Series D. 2014. Vol. 7. No. 3. P. 172–176.
16. Железина Г.Ф., Соловьева Н.А., Шульдешова П.М., Кан А.Ч. Влияние климатических факторов на свойства баллистически стойких органопластиков // Вопросы материаловедения. 2020. № 4 (104). С. 144–157.
17. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. 2-е изд. М.: Научные основы и технологии, 2018. 822 с.
18. Валуева М.И. Современные материалы и технологии для получения бронезащитных изделий // Вопросы материаловедения. 2017. № 2 (90). С. 197–207.
19. Кан А.Ч., Железина Г.Ф., Соловьева Н.А. Арамидные органопластики для повышения птицестойкости элементов авиационных конструкций // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-77-84.
20. Гайданский А.И., Тараков Ю.М., Кривонос В.В., Бойцов Б.В. Комплекс исследований для обеспечения разработки и изготовления требуемого качества конструкции консоли крыла из композиционных материалов для перспективных гражданских самолетов // Научные труды Академии проблем качества. 2016. Спецвыпуск. С. 378–385.
21. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Причины зависимости механических характеристик трещиностойкости материала от размеров образца // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 3 (52). С. 56–64. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-56-64.
22. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Орешко Е.И. Фрактографические признаки роста межслоевой трещины при нагружении углепластика по различным модам // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). Ст. 11 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-99-108.
23. Bourke P. Ballistic impact on composite armor. Cranfield University, 2007. 290 p.

УДК 678.8

*П.Н. Тимошков<sup>1</sup>, В.А. Гончаров<sup>1</sup>, М.Н. Усачева<sup>1</sup>, А.В. Хрульков<sup>1</sup>*

## **РАЗВИТИЕ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ ВЫКЛАДКИ:**

**ОТ ИСТОКОВ ДО НАШИХ ДНЕЙ (обзор)**

**Часть 3. Сравнение технологий ATL и AFP.**

**Гибридная технология ATL/AFP\***

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-43-50

*Автоматизированная выкладка лент (automated tape laying – ATL) применяется при производстве простых по форме деталей: обшивок крыла и закрылков, панелей вертикального и горизонтального оперения. Для выкладки используются ленты шириной 75; 150 и 300 мм. Автоматизированная выкладка волокон (automated fiber placement – AFP) применяется при производстве сложных конструкций большой кривизны: фюзеляжа и других контурных конструкций. Для выкладки используются жгуты шириной 3,2; 6,35 и 12,7 мм. Представлено сравнение технологий ATL и AFP, а также специализированное оборудование, в том числе роботизированные гибридные ATL/AFP- машины.*

**Ключевые слова:** автоматизированная выкладка лент (ATL), автоматизированная выкладка волокон (AFP), автоматизированная выкладка, оборудование, ПКМ, препрег, аддитивные технологии.

P.N. Timoshkov<sup>1</sup>, V.A. Goncharov<sup>1</sup>, M.N. Usacheva<sup>1</sup>, A.V. Khrulkov<sup>1</sup>

## **THE DEVELOPMENT OF AUTOMATED LAYING:**

**FROM THE BEGINNING TO OUR DAYS (review)**

**Part 3. Comparison of ATL and AFP technologies.**

**Hybrid technology of ATL/AFP**

Automated tape laying (ATL) has found application in the production of simple parts: wing skins and flaps, vertical and horizontal tail panels. For laying out, tapes with a width of 75; 150 and 300 mm are used. Automated fiber placement (AFP) is used to produce complex structures with great visual: fuselage and other contour structures. For laying, bundles with a width of 3,2; 6,35 and 12,7 mm are used. Presents a comparison of ATL and AFP equipment, including robotic hybrids ATL/AFP-machines.

**Keywords:** automated tape laying (ATL), automated fiber placement (AFP), automated layout, equipment, PCM, prepreg, additive technology.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### **Введение**

Автоматизированная выкладка лент (automated tape laying – ATL) – одна из наиболее широко применяемых автоматизированных технологий производства композитов [1–6]. Однонаправленные ленты шириной 75; 150 и 300 мм выкладывают на форму для детали с помощью нагруженной роликовой системы с различной степенью шарнирного сочленения в зависимости от сложности изготавливаемой детали. Технология

\* Часть 1 – см. «Авиационные материалы и технологии», № 2 (63), 2021, часть 2 – № 3 (64), 2021.

ATL, по существу, повторяет технологию нанесения однонаправленной ленты вручную, но выкладка происходит при более высоких скоростях, на более крупных деталях и с большим контролем процесса. Современные системы ATL имеют точный контроль начала процесса, обрезки и ориентации ленты, что позволяет добавлять более сложное армирование, чем просто выкладку дополнительных слоев полимерного композиционного материала (ПКМ) [7].

Автоматизированная выкладка волокон (automated fiber placement – AFP) – это гибридная технология намотки волокна и технологии ATL, в которой несколько параллельных полос композитного препрега или ленты с прорезями (обычно шириной 3,2; 6,35 и 12,7 мм) слой за слоем размещаются и уплотняются на форме для детали. Как и станок для намотки волокна, намоточный узел машины для процесса AFP вращается, чтобы создать тело вращения. Как и в машине для процесса ATL, в напорной головке используется давление для нанесения материала даже на вогнутые поверхности. Жгуты обычно соединены по 12–32 шт. для создания полосы шириной 10–40 см. Каждый из жгутов обрезается по отдельности, что позволяет выкладывать их на поверхности с высокой степенью сложности и кривизны. Для того чтобы направляющие механизмы не склеивались смолой, в большинстве машин для выкладки имеется бортовой шпуряник (холодильник с буксировочной катушкой). На головке машины установлена система обогрева для обеспечения требуемой липкости жгутов. Машины для процесса AFP обычно имеют различные траектории движения, включая поперечную подачу, перемещение, наклон, вращение [8].

Процессы AFP и ATL функционально схожи, но каждый из них применяется по-разному для достижения конкретных целей при изготовлении конструкции, чтобы обеспечить в изделии прочность или жесткость там, где это необходимо. В обоих процессах используется пропитанное смолой непрерывное волокно. Однако у этих двух процессов есть некоторые различия.

### **Сравнение технологий AFP и ATL**

Принято считать, что технология AFP наиболее эффективна при размещении материала на изогнутой или рельефной поверхности, поскольку жгуты более узкие и ними легче манипулировать, чем лентой. Однако этот метод ограничен допустимым количеством волокон, их общей шириной и длиной. Считается также, что метод ATL наиболее эффективен при размещении больших количеств материала на относительно большой плоской или минимально очерченной поверхности и обеспечивает высокую скорость выкладки в такой среде. Однако большая плоская поверхность, даже если она позволяет использовать большие отрезки непрерывной ленты, почти всегда требует размещения более коротких полос ленты или волокна в различных местах [9]. Технологию ATL применяют для изготовления крупногабаритных простых по форме панелей крыльев, которые можно быстро выложить широкими лентами.

С другой стороны, методом AFP выкладывают несколько полос шириной от 3,25 до 12,5 мм, поэтому его можно применять для изготовления фюзеляжа и других более контурных конструкций, требующих максимальной гибкости. При изготовлении ПКМ этим методом снижаются скорость и объем выкладки [10].

На практике предполагалось, что метод ATL из двух процессов будет более быстрым, если детали имеют небольшие сложности или неровности поверхности. Ранее необходимой была надежность, но в последнее время основное внимание уделяется производительности. Предполагается, что метод AFP более медленный процесс, который лучше выбирать для изготовления деталей, где дублирование сложных контуров важнее потребности в скорости производства. Однако процесс AFP обеспечивает более высокую точность изготовления, чем оборудование, применяемое при ATL, поэтому он лучше подходит для выкладки короткими лентами и схем, при которых требуется,

чтобы в машине можно было быстро изменять ширину выкладываемой полосы и приспособиться к разнообразию требований по дизайну изделия [9–13].

Однако появились некоторые признаки того, что это мнение может измениться, поскольку новые технологии изготовления материалов, применяемые оборудование и программное обеспечение позволяют использовать волоконно-оптические и ленточные системы с помощью новых и оригинальных способов. В этой постоянно меняющейся среде поставщики разрабатывают системы ATL и AFP, которые доказывают, что происходит быстрая эволюция разрабатываемых технологий [9, 14–16].

С точки зрения сложности размещения коротких волокон, метод AFP превосходит метод ATL, тем не менее существуют возможности для повышения скорости производства. По мере того как выкладываемая полоса становится короче, на машине AFP тратится пропорционально больше времени на выполнение задач, которые напрямую не связаны с размещением волокна на форме: ускорение и замедление на протяжении выкладки, обрезка волокон в конце и разворот перед началом следующего ряда размещения волокон. Другой фактор – остановка машины, когда необходимо изменить ширину слоя волокна (количество жгутов) или тип волокна, тогда теряется ценное время в процессе производства [9].

Продолжительность выкладки полосы длиной 8 м составляет 4 с – для процесса ATL и 2,5 с – для процесса AFP соответственно, включая время на ускорение и замедление. Однако продолжительность до начала выкладки нового слоя (включая обрезку, обработку и изменение положения) составляет 9 с – для процесса ATL и 7 с – для процесса AFP из-за отсутствия операций по резке [17]. Это показывает, что даже при выкладке простых компонентов соотношение между продолжительностями производственного процесса и второстепенных операций распределено не оптимально. Кроме того, ошибки при контроле качества и выкладки приводят к уменьшению производительности.

Для процессов ATL и AFP одной из производственных проблем является определение траекторий последовательной выкладки. Действительно, для этих процессов очень важно, чтобы между соседними рядами лент не было зазоров и нахлестов [18], а это в свою очередь обеспечит максимальную прочность и минимальную массу готовой детали. Другими словами, это означает, что траектории последовательной выкладки должны быть равноудаленными [19].

Продолжительность простого машин для выкладки из-за повторной загрузки материала, исправления ошибок или их очистки является значительной – до 50 % для метода AFP [20]. Таким образом, дальнейшее увеличение скорости выкладки маловероятно, что, возможно, привело бы к дальнейшему увеличению производительности [17, 21], поскольку текущая производительность уже в значительной степени ограничена конструкцией деталей, вторичными операциями и продолжительностью простого машин. Устранение любого из этих ограничений должно закономерно привести к увеличению производительности.

Сравнение характеристик двух процессов приведено в таблице [22].

**Сравнение процессов ATL, AFP и ручной выкладки**

Характеристика	ATL	AFP	Ручная выкладка
Потери материала	Низкие	Низкие	Высокие
Оплата труда	Низкая	Низкая	Высокая
Повторяемость	Высокая	Высокая	Низкая
Точность	Высокая	Высокая	Низкая
Производительность	Высокая	Высокая	Низкая
Рентабельность	Есть	Есть	Нет
Тип выкладываемого материала	Широкие ленты	Узкие ленты	Широкие ленты
Скорость укладки	Очень высокая	Относительно высокая	Очень высокая
Геометрическая форма детали	Большие, простые	Изогнутые	Большие

Для того чтобы повысить способность существующих программных подходов, необходимо лучше понимать сложность выкладываемой детали. Вероятно, что небольшие геометрические элементы существенно влияют на продолжительность простоя. Это можно решить только на этапе проектирования, чтобы добиться более высокой производительности [23].

В компании Forest-Liné (Франция), производящей машины для процессов ATL и AFP, считают, что существует несколько факторов, которые в настоящее время работают в пользу технологии ATL: выкладывать один кусок ленты проще, чем 32 пучка волокна; жгуты волокна ломаются легче, чем лента; системы размещения волокон, как правило, не так надежны, как ленточные системы. Однако если эти преимущества технологии ATL будут достигнуты в технологии AFP, то процесс AFP получит большее распространение. Кроме того, на машине для выкладки волокон можно сделать любую деталь, которую можно создать из слоя ленты, но с помощью слоя ленты невозможно построить деталь, которую можно получить на машине для выкладки волокон [9].

### **Роботизированные гибридные машины для технологии ATL/AFP**

Системы автоматизированной выкладки разработаны для обработки деталей разнообразных размеров и форм, которые имеют тенденцию становиться большими, сложными и дорогими. Но параллельно возник спрос на автоматизированные технологии, которые позволяют сделать серийным производство большого количества деталей, идентичных или похожих по размеру и форме. Несколько поставщиков оборудования разработали так называемые системы частичного назначения, т. е. более простые машины, предназначенные для изготовления очень ограниченного набора деталей. В отличие от более сложной машины, на которой можно изготавливать многие типы деталей, эта система обеспечивает более доступное автоматизированное решение для относительно простых композитных конструкций малого и среднего размера. Первыми поставщиками в этой области являются американские компании Accudyne Systems Inc. и Automated Dynamics [24].

При производстве горизонтально ориентированная форма обшивки крыла занимает много полезного места в заводском цехе. Машины для процессов AFP и ATL, действующие по отдельности и последовательно, по своей сути неэффективны. Технология претерпела два основных изменения в производственной стратегии автоматизированной выкладки: форму для выкладки переместили из горизонтального положения в вертикальное, а манипуляторы сняли с рам и поместили на многоосные роботы, увеличив их количество. Именно это увеличение числа гибридных машин системы AFP/ATL является наиболее перспективным направлением для ускорения процесса выкладки, повышения его эффективности и, следовательно, экономичности изготовления панелей крыльев и ячеек обшивки крыла. Каждый блок включает гибридную головку системы AFP/ATL, многоосевой робот и шпульярник, где размещены ленты или жгуты из углеродного волокна. Использование нескольких роботов означает, что ленты и жгуты различного количества и ширины могут быть развернуты одновременно, что увеличивает производственные возможности и вариативность процесса. Однако установка нескольких роботов создает препятствия, которые до сих пор не встречались при производстве композитов. Так, необходимо, чтобы каждый робот знал, где он находится в пространстве относительно других роботов (и оснастки для изготовления детали), чтобы избежать столкновений. Каждый робот также должен работать совместно с другими, чтобы разместить нужный материал (ленты или волокна) в нужном месте в нужное время. Поэтому разработали алгоритм, который распределяет выкладку между несколькими роботизированными установками на одной направляющей и оптимизирует планирование процесса [25, 26].

Компания Affordable Automation Team (США) представила новую роботизированную установку AFP/ATL-0510, в которой размещено множество технологических головок, включая термогравитационные и термопластичные на установках AFP и ATL. Примеры использования новой установки для изготовления различных деталей включают коммерческие и военные винтокрылые летательные аппараты и самолеты с неподвижным крылом, такие как конструкции хвостовой балки, элементы захвата несущего винта, горизонтальные и вертикальные хвостовые оперения, стабилизаторы, а также части реактивных двигателей. Эту установку также можно использовать для обработки таких материалов, как термогравитационные и термопластичные матричные препреги. Согласно данным компании Automated Dynamics (США), этот робот обладает универсальностью и занимает небольшую площадь на рабочем месте. Робот имеет стандартную рабочую зону размером  $3 \times 1,5$  м и врачающиеся части размером 1,2 м со шпинделем. Он предназначен для выкладки сложных структур малого и среднего размера, которые обычно укладываются вручную. Максимальную длину детали можно увеличить, установив робот на раму [27–29].

Компании MTorres (Испания) и Electroimpact (США) выпустили двухпроцессорных роботов, которые намного компактнее, чем системы AFP/ATL, и их можно установить на большинстве существующих заводов без значительной модификации оборудования перед установкой. Двухпроцессорные роботы состоят из роботизированной машины для выкладки, которая перемещается по рельсам параллельно форме для выкладки. Стол для выкладки в основном используется для изготовления плоских ПКМ, которые затем разрезают на отдельные части и подвергают горячей штамповке для достижения окончательной формы. Когда требуется выкладка детали более сложной формы, робот поворачивается к той стороне рабочей ячейки, где в переднюю/заднюю бабку загружен инструмент для процесса AFP. Благодаря возможности быстрой смены головки роботы могут использовать отдельную головку для процесса AFP с контролем волокон для выкладки деталей сложной формы и при желании заменять головку компактного размера для процесса ATL и для выкладки плоских ПКМ небольшой сложности [30].

Технология, которая все еще находится на ранней стадии разработки в компании German Aerospace Centre (Германия), в настоящее время называется Flappybot – гибкий автономный робот. Эта технология совмещает оборудование и функциональные возможности системы ATL/AFP в модульном трехроликовом самоуправляемом программируемом беспроводном роботе, который перемещается по форме, где размещается волокно или лента при изготовлении композиционного материала. Робот движется на трех роликах с независимым приводом и вмещает достаточное количество мотков ленты из углеродного волокна или жгутов для ширины выкладки 200 мм (см. рисунок) [25].



Робот Flappybot для автоматизированной выкладки препрега [25]

Компания Mikrosam (Северная Македония) разработала установку, которая может объединять головки AFP (для термореактопласта) и ATL (для выкладки термопластичного препрэга) в единую роботизированную ячейку для индивидуальной разработки конструкционных композитов. Такая установка может способствовать внедрению новой технологии в производство композитных деталей для авиационной и космической отраслей, а также для автомобильной, морской, газовой и нефтяной промышленности. Робот-машина системы AFP/ATL позволяет быстро перейти от автоматизированного размещения волокон к автоматизированной выкладке ленты и наоборот, путем замены головки. С помощью новой технологии возможно варьировать разработку высококачественных готовых композитных деталей сложной формы, одновременно экономя время на настройку нескольких машин, что означает значительно более быстрое выполнение работ по изготовлению композитных деталей. На автоматизированных установках с компьютерным управлением можно изготавливать как плоские, так и сложные контурные детали малого и среднего размера, с размещением углеродной (или стеклянной) односторонней ленты, пропитанной эпоксидным связующим, и ленты из термопластичного препрэга. Контроль температуры термопластичного материала осуществляют с помощью лазера на поверхности уплотнения (температура нагрева – до 400 °C), встроенного в головку ATL, и метода инфракрасного нагрева (нагрев поверхности – до 100 °C) с функцией управления, предусмотренной для терморегулятора [31].

### **Заключения**

Автоматизированные системы выкладки, которые функционируют в последнее время, разработаны производителями промышленного оборудования, не имеющими опыта работы с композиционными материалами. В настоящее время эти компании накопили опыт в области применения композитов и стремятся найти инвестиции для устранения ограничений в производственной системе. Поставщики материалов исторически работали с пользователями композитов, использующими ручную выкладку, и обладали ограниченным опытом или не имели вообще никакого опыта в области промышленного машиностроения, поэтому им необходимо разработать модифицированное оборудование для устранения возникших ограничений. Подходы к проектированию и пакеты программного обеспечения, используемые конечными пользователями для разработки компонентов, часто являются производными от ручной выкладки и (или) недостаточно интегрированы с оборудованием, что приводит к нежелательным ограничениям на установки и их возможности.

Несмотря на огромные успехи, достигнутые при внедрении технологий ATL и AFP за последнее десятилетие, стало ясно, что у этих высокоскоростных машин еще есть резервы, чтобы соответствовать растущим требованиям, предъявляемым к высокопроизводительным установкам. Вероятно, в ближайшие пять лет технологии AFP и ATL будут модифицироваться, а также будут создаваться новые типы машин с предпочтительной технологией.

### **Библиографический список**

1. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
2. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
3. 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.
4. Тимошков П.Н., Хрульков А.В., Усачева М.Н., Пурвин К.Э. Технологические особенности изготовления толстостенных деталей из ПКМ (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-61-67.

5. Тимошков П.Н., Хрульков А.В., Язвенко Л.Н., Усачева М.Н. Композиционные материалы для безавтоклавной технологии (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 3 (63). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-37-48.
6. Тимошков П.Н., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Липкость и возможность использования препрогов для автоматизированных технологий (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 8 (68). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-38-46.
7. Crosky A., Grant C., Kelly D. et al. Fibre placement processes for composites manufacture // Advances in Composites Manufacturing and Process Design / ed. Ph. Boisse. Woodhead Publishing, 2015. P. 79–92.
8. McCarville D.A. Intellectual property, patents and innovation in aeronautics // Innovation in Aeronautics / ed. M.Y. Trevor, M. Hirst. Woodhead Publishing, 2012. P. 263–304.
9. ATL and AFP: Signs of evolution in machine process control. URL: <https://www.compositesworld.com/articles/atl-and-afp-signs-of-evolution-in-machine-process-control> (дата обращения: 09.10.2020).
10. Narrow UD tapes to bridge the ATL-AFP gap. URL: <https://www.compositesworld.com/articles/narrow-ud-tapes-to-bridge-the-atl-afp-gap> (дата обращения: 12.10.2020).
11. Gruber M.B., Lamontia M.A. Automated fabrication processes for large composite aerospace structures: a trade study // 46th International SAMPE symposium. Long Beach, 2001. Vol. 46. P. 1986–1997.
12. Bourban P., Bernet N., Zanetto J., Manson J. Material phenomena controlling rapid processing of thermoplastic composites // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2001. Vol. 32 (8). P. 1045–1057.
13. Hulcher A.B. Processing and testing of thermoplastic composite cylindrical shells fabricated by automated fiber placement // 47th International SAMPE symposium. Long Beach, 2002. P. 1–15.
14. Lamontia M.A., Gruber M.B. Limitations on mechanical properties in thermoplastic laminates fabricated by two processes: automated thermoplastic tape placement and filament winding // 26th SAMPE Europe conference. Paris, 2005. P. 92–97.
15. Stone K.L. Automation in composite processing // 29th National SAMPE symposium. Reno, 1984. P. 1489–1498.
16. Albus J.S. Research issues in robotics // 16th National SAMPE technical conference. Albuquerque, 1984. P. 65–93.
17. Lukaszewicz D.H.-J.A. Optimisation of high-speed automated layup of thermoset carbon-fibre preimpregnates: PhD Thesis. Bristol: University of Bristol, 2011. 215 p.
18. Тимошков П.Н., Усачева М.Н., Хрульков А.В. Влияние зазоров и нахлестов при выкладке препрого на механические свойства углепластиков (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 12 (72). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-71-78.
19. Lemaire E., Zein S., Bruyneel M. Optimization of composite structures with curved fiber trajectories // Composite Structures. 2015. Vol. 311. P. 895–904.
20. Huber J. Automated lamination of production advanced composite aircraft structures // SAE Transactions. 1981. Vol. 90. P. 1794–1803.
21. Lukaszewicz D.H.-J.A., Potter K.D. The internal structure and conformation of prepreg with respect to reliable automated processing // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2011. Vol. 42. P. 283–292.
22. Oromiehie E., Prusty B.G., Compston P., Rajan G. Automated fibre placement based composite structures: Review on the defects, impacts and inspections techniques // Composite Structures. 2019. Vol. 224. P. 1–14.
23. Lukaszewicz D.H.-J.A., Ward C., Potter K.D. The engineering aspects of automated prepreg layup: History, present and future // Composites. Part B. 2012. Vol. 43. P. 997–1009.

24. ATL and AFP: Defining the megatrends in composite aerostructures. URL: <https://www.compositesworld.com/articles/atl-and-afp-defining-the-megatrends-in-composite-aerostructures> (дата обращения: 06.10.2020).
25. Modular, mobile, multiple robotics poised to change the AFP/ATL paradigm. URL: <https://www.compositesworld.com/articles/modular-mobile-multiple-robotics-poised-to-change-the-afpatl-paradigm> (дата обращения: 13.10.2020).
26. Measom R., Sewell K. Fiber placement low-cost production for complex composite structures // Proceedings. Annual Forum of the American Helicopter Society. Alexandria: AHS International, 1996. P. 611–622.
27. Saveriano J.W. Automated contour tape laying of composite materials // 16th National SAMPE technical conference. Albuquerque, 1984. P. 126–139.
28. Automated dynamics: Automation Equipment. URL: <http://www.automateddynamics.com/automation-equipment> (дата обращения: 15.10.2020).
29. AFP/ATL evolution: Dual-process workcells. URL: <https://www.compositesworld.com/columns/afpatl-evolution-dual-process-workcells> (дата обращения: 14.10.2020).
30. TORRESLAYUP: Productivity and flexibility together in a perfect solution. URL: <https://www.mtorres.es/en/aeronautics/products/carbon-fiber/torreslayup> (дата обращения: 02.11.2020).
31. Mikrosam: AFP/ATL Robotic Cell. URL: <https://mikrosam.com/new/article/en/afpatl-robotic-cell> (дата обращения: 15.10.2020).

УДК 66.017:66.018.83

*Б.Э. Гончаров<sup>1</sup>, А.М. Сипатов<sup>1</sup>, Н.Н. Черкашнева<sup>1</sup>, А.Ю. Плескань<sup>1</sup>, Н.Ю. Самохвалов<sup>1</sup>,  
М.Л. Ваганова<sup>2</sup>, О.Ю. Сорокин<sup>2</sup>, Ст.С. Солнцев<sup>2</sup>, С.А. Евдокимов<sup>2</sup>*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОСТОЙКОСТИ АНТИОКИСЛИТЕЛЬНОГО ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МНОГОСЛОЙНОЙ СТРУКТУРОЙ**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-51-58

*Проведено исследование термостойкости образцов керамического композиционного материала с антиокислительным покрытием двух типов. Исследование осуществлялось на стенде испытаний теплозащитных покрытий, позволяющем имитировать ожидаемые условия работы деталей камеры сгорания в турбореактивном двигателе. Проведены исследования микроструктуры поверхности, рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ покрытия. Показано, что антиокислительное покрытие на основе тугоплавких соединений для керамического композиционного материала обладает высокой термостойкостью в условиях воздействия продуктов сгорания топлива.*

**Ключевые слова:** керамический композиционный материал, многослойная структура, стенд термоциклических испытаний, термостойкость, антиокислительное покрытие, тугоплавкие соединения, дефекты.

B.E. Goncharov<sup>1</sup>, A.M. Sipatov<sup>1</sup>, N.N. Cherkashneva<sup>1</sup>, A.Yu. Pleskan<sup>1</sup>, N.Yu. Samokhvalov<sup>1</sup>,  
M.L. Vaganova<sup>2</sup>, O.Yu. Sorokin<sup>2</sup>, St.S. Solntsev<sup>2</sup>, S.A. Evdokimov<sup>2</sup>

## **STUDIES OF THERMAL SHOCK RESISTANCE OF AN ANTI-OXIDATION COATING FOR A MULTI-LAYERED CERAMIC COMPOSITE**

The article covers the performance of thermal shock resistance experiments of a ceramic composite with two types of anti-oxidation coatings. A thermal shock burner rig was used to carry out the experiments similar to those expected in a combustor of a turbojet engine. SEM and x-ray diffraction analyses were used to examine the anti-oxidation coatings. It was determined that the coating based on the refractory compounds possesses high thermal shock resistance when exposed to the fuel gas flow from a burner rig.

**Keywords:** ceramic composite, multi-layered structure, thermal shock burner rig, thermal shock resistance, anti-oxidation coating, refractories, defects.

<sup>1</sup>Акционерное общество «ОДК-Авиадвигатель» [Joint Stock Company «UEC-Aviadvigatel»]; e-mail: office@avid.ru

<sup>2</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### **Введение**

Повышение газодинамических параметров турбореактивного двигателя (ТРД) сопровождается неизбежным повышением температуры газа в его проточной части. В связи с этим обеспечение удовлетворительного ресурса наиболее теплонагруженных деталей и сборочных единиц ТРД может быть реализовано либо за счет увеличения доли охлаждающего воздуха, либо за счет применения принципиально новых материалов. Необходимо также отметить, что современная тенденция проектирования камер сгорания усовершенствованного типа подразумевает снижение расхода воздуха,

участвующего в охлаждении деталей и сборочных единиц камер сгорания и других узлов горячей части ТРД.

Известно, что в настоящее время практически исчерпаны потенциальные возможности повышения рабочей температуры жаропрочных сплавов на никелевой основе для изготовления наиболее теплонагруженных узлов и деталей камеры сгорания, турбин высокого и низкого давления в ТРД [1–3].

В связи с этим одним из возможных путей решения данной проблемы является создание новых высокотемпературных материалов с рабочей температурой  $>1200^{\circ}\text{C}$ . В научно-технической литературе наиболее часто рассматриваются следующие возможные технические решения [4–7]:

- сплавы на основе тугоплавких металлов (например, системы Mo–Si–B) и композиционные материалы с матрицей на их основе;
- керамические композиционные материалы (ККМ) с многослойной (волокнистой) структурой.

Исследование первой группы материалов находится еще на начальной стадии развития, поэтому основные характеристики данных материалов пока не удовлетворяют предъявляемым к ним требованиям. Например, значение коэффициента интенсивности напряжений сплавов на основе системы Mo–Si–B, как правило, находится на уровне  $8\text{--}10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  при комнатной температуре, что не обеспечивает должной надежности деталей и сборочных единиц горячего тракта газотурбинного двигателя. Плотность сплавов на основе системы Mo–Si–B высока и находится на уровне современных жаропрочных сплавов, равном  $\sim(8,0\text{--}9,0) \text{ г}/\text{см}^3$ .

Внедрение керамических «наиболее теплонагруженных» узлов и деталей как в конструкции газотурбинных двигателей, так и наземных газотурбинных установок, различных типов реакторов и других устройств высокотемпературной техники сдерживается присущей им хрупкостью. Значительное повышение значения коэффициента интенсивности напряжений ( $>10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ) для ККМ возможно путем формирования волокнистой (многослойной) структуры, обеспечивающей их нехрупкое разрушение [8–10]. Наглядным примером ККМ с такой структурой в природе являются биологические композиционные материалы – например, раковины моллюсков, состоящие практически полностью из хрупких компонентов, но при этом имеющие значительно более высокую вязкость разрушения.

Наряду с высокой трещиностойкостью к высокотемпературным материалам авиационного назначения предъявляют и другие требования. Наиболее важными свойствами являются коррозионная и эрозионная стойкость к продуктам сгорания топлива, жаропрочность, стойкость к резким теплосменам, низкая плотность, высокое сопротивление ползучести и др.

Анализ научно-технических литературных данных показал, что для защиты высокотемпературных материалов от продуктов сгорания топлива необходимо применение антиокислительных покрытий, которые кроме защиты от окисления должны обеспечивать стойкость к резким теплосменам, попаданию посторонних предметов; обладать фазовой и химической стабильностью во всем интервале рабочих температур, необходимой химической стойкостью карами воды, присутствующим в газе частицам серы, ванадия, кальций-магний-алюмосиликатам и рядом других свойств [11–13].

Известно, что для защиты ККМ (например, класса SiC/SiC) от воздействия продуктов сгорания топлива необходимо применение многослойных антиокислительных покрытий. Наиболее часто в качестве связующего подслоя в таких покрытиях с рабочей температурой до  $1300\text{--}1350^{\circ}\text{C}$  применяется подслой из Si, обеспечивающий плавное

согласование значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) верхних подслоев антиокислительного покрытия и ККМ, а также связывание поступающего вглубь материала кислорода с образованием  $\text{SiO}_2$  и предотвращение его дальнейшего окисления. В случае более высоких температур эксплуатации ККМ рассматриваются композиционные покрытия, например, на основе силикатов редкоземельных металлов и других тугоплавких соединений [11].

Цель данной работы заключается в исследовании высокотемпературной термостойкости антиокислительного покрытия для ККМ с многослойной структурой на основе тугоплавких соединений.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 14.1. «Конструкционные керамические композиционные материалы (ККМ)» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

### Материалы и методы

Для изготовления экспериментальных образцов ККМ с многослойной структурой применены компоненты на основе тугоплавких соединений, обеспечивающие низкое удельное электросопротивление материала, позволяющее, в свою очередь, проводить обработку ККМ не только алмазным инструментом, но и методами электроэррозионной обработки.

Для получения однородной смеси процесс совместного измельчения порошков проводили в среде изопропилового спирта в планетарной мельнице при частоте размольных стаканов 400 об/мин. Гранулометрический состав порошковой смеси после проведения процесса измельчения определяли с помощью лазерного анализатора размера частиц. Средний размер частиц порошковой смеси после измельчения составил 2,98 мкм.

На установке искрового плазменного спекания изготавливали экспериментальные образцы ККМ размером  $\sim(30 \times 30 \times 2)$  мм.

Каждую плотность и открытую пористость экспериментальных образцов определяли методом гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 473.4–81 на электронных весах с применением дистиллированной воды в качестве насыщающей жидкости.

Непосредственно перед нанесением антиокислительного покрытия на образцах ККМ формировали барьерный слой, методика формирования которого детально описана в работе [14].

Антиокислительное покрытие двух типов получали на основе порошков тугоплавких соединений с температурой плавления, значительно превышающей температуру плавления современных жаропрочных никелевых сплавов. Подготовленную порошковую смесь аналогичным образом измельчали, сушили и просеивали через сито для получения гомогенной шихты.

Нанесение антиокислительного покрытия на основе обоих типов покрытий осуществляли методом пульверизации шликера, приготовленного из водной суспензии шихты антиокислительного покрытия, при давлении сжатого воздуха 2,0 ат (0,2 МПа). Оба покрытия после формирования содержали тугоплавкие соединения, при этом в составе антиокислительного покрытия второго типа дополнительно содержалась стеклообразующая В-содержащая добавка.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили на дифрактометре методом рентгеновской дифракции в монохроматическом  $\text{Cu K}_\alpha$ -излучении, в диапазоне углов  $2\theta = 20\text{--}100$  градусов с шагом  $\Delta 2\theta = 0,016$  градусов и выдержкой 40 с. Расшифровку

дифрактограмм проводили с применением специализированной программы, входящей в состав используемого оборудования.

Исследование микроструктуры проводили на растровом электронном микроскопе при различных увеличениях при ускоряющем напряжении 25 кВ и токе пучка 350 пА.

Измерение значения ТКЛР образцов ККМ и образцов с антиокислительным покрытием проводили с помощью дилатометра в диапазоне температур  $(20 - T_{\max})^{\circ}\text{C}$ , где  $T_{\max}$  – максимальная температура проведения испытаний на испытательном стенде в АО «ОДК-Авиадвигатель».

Изучение термостойкости образцов из ККМ с антиокислительными покрытиями двух типов проводили на стенде термоциклических испытаний теплозащитных покрытий в АО «ОДК-Авиадвигатель» (далее – стенд), позволяющем моделировать циклически изменяющиеся тепловые условия работы камеры сгорания ТРД.

Антиокислительные покрытия обоих типов состояли из тугоплавких соединений, отличающихся отсутствием (покрытие типа 1) либо наличием (покрытие типа 2) стеклообразующей В-содержащей добавки.

Испытательный цикл стенда включает следующие этапы: нагрев до  $T_{\max}$ , кратковременную выдержку при  $T_{\max}$ , охлаждение. Временные интервалы основных этапов, скорости нагрева/охлаждения образцов ККМ с антиокислительным покрытием выбраны таким образом, чтобы температурно-временные параметры испытательного цикла в максимальной степени соответствовали тепловому состоянию деталей и сборочных единиц камеры сгорания современного газотурбинного двигателя.

В качестве источника нагрева применяли газовую горелку, работающую на смеси пропана (ГОСТ 27578–87) и кислорода (ГОСТ 5583–78). Охлаждение образцов осуществляли с обеих сторон сжатым воздухом (ГОСТ Р ИСО 8573–2016).

Измерение температуры фронтальной и тыльной плоскости образцов ККМ с антиокислительным покрытием проводили с помощью инфракрасных пирометров.

### Результаты

В данной работе исследована возможность применения двух типов покрытий: тип 1 – на основе тугоплавких соединений; тип 2 – на основе тугоплавких соединений и дополнительной стеклообразующей В-содержащей добавки, формирующей при окислении боросиликатное стекло.

Исследования проводили на 10 образцах ККМ, четыре из которых имели покрытие типа 1, а шесть остальных образцов – покрытие типа 2. Образцы ККМ с антиокислительным покрытием поочередно устанавливали на стенде и подвергали термоциклическим испытаниям с общим количеством циклов  $N = 1001–2356$ . Далее каждый образец ККМ с антиокислительным покрытием демонтировали, проводили визуальный осмотр, делали снимки фронтальной и тыльной поверхностей с помощью цифровой камеры, а затем методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов, электронной микроскопии исследовали их микроструктуру и фазовый состав. Результаты проведенных термоциклических исследований показали, что все образцы ККМ сохранили свою целостность и сняты со стенда без разрушений.

Проведенные металлографические исследования образцов ККМ с антиокислительным покрытием показали, что толщина антиокислительного покрытия обоих типов не претерпевает заметного изменения в результате газодинамического воздействия продуктов сгорания топлива. Микроструктура материала сохраняется многослойной, в ней попеременно чередуются слои сложного химического состава.

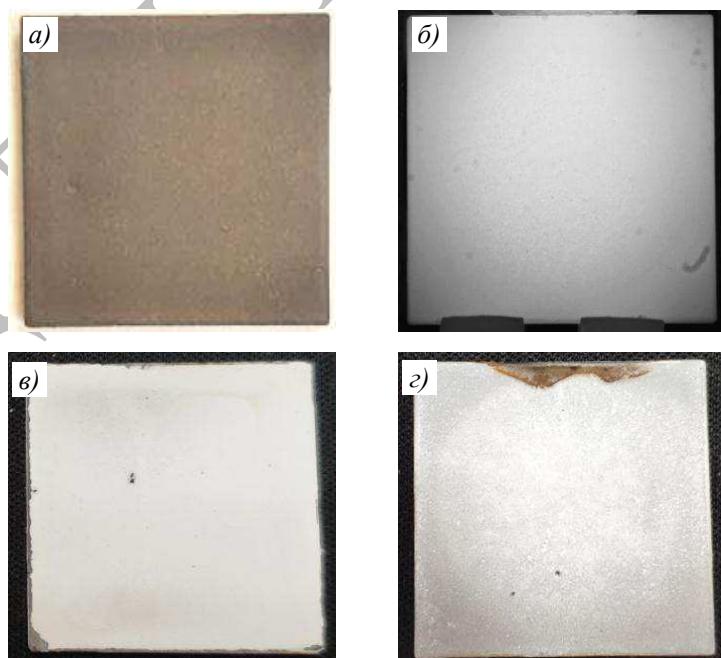
Анализ микроструктуры образцов ККМ после высокотемпературных испытаний также показал, что локально (вследствие резких теплосмен) на межфазной границе возможно образование небольшого количества докритических микротрещин, перпендикулярных внутренним слоям, вызванных некоторым различием значений ТКЛР разнородных слоев. Однако дальнейшее их распространение не наблюдается вследствие тормозящего действия более пластичного металлического слоя.

Проведенный анализ и обработка изображений фронтальной и тыльной поверхности образцов с помощью программы ImageJ показали, что на всех четырех образцах ККМ с покрытием типа 1 на фронтальной поверхности наблюдаются незначительные отслоения антиокислительного покрытия, составляющие 0,2–7,4 % от площади всей фронтальной поверхности. На тыльных поверхностях трех образцов сколы отсутствуют, что, вероятно, может быть связано с более низкой температурой по сравнению с температурой на фронтальных поверхностях ( $T = T_{\max}$ ) на стадии выдержки. Тем не менее на тыльной поверхности одного образца присутствует скол площадью 11,4 % от площади всей тыльной поверхности.

Анализ изображений шести образцов ККМ с антиокислительным покрытием типа 2 показал, что сколы на поверхности образцов после проведения термоциклических испытаний отсутствуют.

Как следует из данных, представленных на рисунке, цвет антиокислительного покрытия изменяется с серо-коричневого (тип 1) и темно-серого (тип 2) до практически белого по мере увеличения количества циклов в начале испытаний и затем сохраняет стабильный белый цвет. В некоторых случаях на образцах присутствуют следы от металлического держателя после проведения термоциклических испытаний (см. рисунок, г).

Проведенный рентгеноструктурный анализ поверхности образцов ККМ с антиокислительным покрытием обоих типов после испытаний подтвердил, что в их составе в основном присутствуют высокотемпературные соединения – оксид гафния моноклинной модификации и силикат гафния, а также стеклообразующие В- и Si-содержащие добавки.



Внешний вид образцов ККМ с антиокислительным покрытием:

*a, б – типа 1 и типа 2 до проведения испытаний; в, г – типа 1 (количество циклов N = 2356) и типа 2 (количество циклов N = 2117) после проведения испытаний*

### Обсуждение и заключения

Из научно-технических литературных данных известно, что диоксид гафния может находиться в трех термодинамически устойчивых структурных модификациях. Переход из низкотемпературной моноклинной фазы  $m\text{-HfO}_2$  в тетрагональную фазу  $t\text{-HfO}_2$  происходит, по разным оценкам, в широком диапазоне температур, однако более высокой, чем максимальная температура фронтальной поверхности образца на стадии выдержки [15]. Таким образом, объемное изменение у  $\text{HfO}_2$  (3–4 %), вызванное моноклинно-тетрагональным превращением, не должно наблюдаться в процессе проведения испытаний и приводить к возможному растрескиванию покрытия [16].

С одной стороны, большее содержание Si в антиокислительном покрытии может являться причиной его частичного отслоения с поверхности образцов ККМ. В процессе проведения термоциклических испытаний происходит образование диоксида кремния. При этом у  $\text{SiO}_2$  в широком диапазоне температур возможны следующие переходы:  $\beta\text{-кварц} \rightleftharpoons \alpha\text{-кварц} \rightleftharpoons \alpha\text{-тридимит}$ , сопровождающиеся значительными изменениями плотности и, как следствие, объема (вплоть до 16 %) [17]. Наличие полиморфных превращений также приводит к значительным изменениям значений ТКЛР, что в условиях резких теплосмен может являться одной из основных причин появления дефектов в антиокислительном покрытии в виде трещин, сколов и др.

С другой стороны, при повышенных температурах, согласно работе [18], возможно образование силиката гафния. Проведенный в работе [19] дифференциальнопротермический анализ спеченных образцов из порошков  $\text{HfO}_2$  и  $\text{SiO}_2$  до температуры  $T > T_{\max}$  показал, что в силикате гафния отсутствуют какие-либо полиморфные превращения, тем самым подтверждая высокую термодинамическую стабильность соединения во всем диапазоне температур проведения термоциклических испытаний на стенде термоциклических испытаний.

Таким образом, при температурах, близких к температуре выдержки, т. е. при  $T \approx T_{\max}$ , одновременно происходит образование диоксида кремния, его взаимодействие с диоксидом гафния и последующим формированием силиката гафния. Проведенные рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализы фронтальной поверхности образцов с антиокислительными покрытиями типов 1 и 2 после термоциклических испытаний показали, что количественное содержание  $\text{HfSiO}_4$  в покрытии типа 2 более чем в несколько раз больше по сравнению с его содержанием в покрытии типа 1. Согласно работам [20, 21], отношение средних значений ТКЛР для соединений  $\text{HfO}_2$  и  $\text{HfSiO}_4$  составляет  $\sim 1,6$ . Вместе с тем средние значения ТКЛР для антиокислительных покрытий типов 1 и 2 в диапазоне температур  $(20 - T_{\max})$  °C отличаются от среднего значения ТКЛР для ККМ, измеренного в данной работе, – на 4,8 и 9,7 % соответственно. Это означает, что, несмотря на большее различие в значениях ТКЛР для ККМ и антиокислительного покрытия типа 2, практически полное расходование оксида кремния на образование соединения  $\text{HfSiO}_4$  в покрытии типа 2 снижает риск резкого изменения объема, значения ТКЛР антиокислительного покрытия и оказывает положительное воздействие на стойкость антиокислительного покрытия к термоциклическим испытаниям.

Наличие стеклообразующей В-содержащей добавки в антиокислительном покрытии типа 2, по-видимому, также положительно влияет на окислительную стойкость образцов ККМ. В процессе высокотемпературных испытаний борный ангидрид значительно снижает температуру образования жидкой стеклофазы в покрытии, тем самым обеспечивая эффект «самозалечивания» возможных микродефектов в покрытии.

Проведенные на стенде термоциклических испытаний эксперименты показали, что ККМ на основе тугоплавких соединений с многослойной структурой обладает высокой стойкостью к резким теплосменам.

Установлено, что антиокислительное покрытие типа 2 на основе тугоплавких соединений и стеклообразующей В-содержащей добавки обладает высокой термостойкостью (количество циклов  $N > 1000$ ), что подтверждается отсутствием дефектов на его поверхности в виде сколов и отслоений.

Показано, что входящие в состав антиокислительного покрытия тугоплавкие соединения Hf обладают термодинамической стабильностью во всем интервале температур проведения испытаний и высокой эрозионной стойкостью к газодинамическому потоку продуктов сгорания топлива.

### **Благодарности**

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ: И.В. Осину, Г.Н. Головкину, П.Л. Журавлевой, Ф.Н. Каравеевцеву, С.В. Житнюку – за помощь в проведении процессов прессования образцов, подготовки и анализа их микроструктуры, рентгеноструктурных исследований, обсуждении результатов и ценные замечания.

### **Библиографический список**

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Высокоэффективное охлаждение лопаток горячего тракта ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 2 (47). С. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
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. № 5. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
3. Иноземцев А.А., Нихамкин М.А., Сандрецкий В.Л. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок: в 5 т. М.: Машиностроение, 2008. Т. 2: Компрессоры. Камеры сгорания. Форсажные камеры. Турбины. Выходные устройства. 368 с.
4. Lemberg J.A., Ritchie R.O. Mo–Si–B alloys for ultrahigh-temperature structural applications // Advanced Materials. 2012. Vol. 24. P. 3445–3480. DOI: 10.1002/adma. 201200764.
5. 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: 18.02.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.
6. Steibel J. Ceramic matrix composites taking flight at GE Aviation // American Ceramic Society Bulletin. 2019. Vol. 98. No. 3. P. 30–33.
7. Kauss O., Naumenko K., Hasemann G., Krüger M. Structural analysis of gas turbine blades made of Mo–Si–B under stationary thermo-mechanical loads // Advances in Mechanics of High-Temperature Materials. Springer, 2020. P. 79–91.
8. Макаров Ф.В., Пономаренко А.П., Захаров Р.Г. и др. Создание труб-оболочек ТВЭЛОв из композиционных материалов на основе карбида кремния // Наноиндустрия. 2017. № 3 (73). С. 60–67.
9. Borovik A.V., Borovik V.G. Effect of fiber's interfaces cohesive strength in unidirectional fibrous structural material on SIF and fracture energy // Advanced Engineering Materials. 2014. Vol. 16. No. 5. P. 522–527.
10. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.02.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
11. Padture N.P. Environmental degradation of high-temperature protective coatings for ceramic-matrix composites in gas turbine engines // Materials Degradation. 2019. No. 11. P. 1–6.
12. Lange A., Heilmaier M., Sossamann T.A., Perepezko J.H. Oxidation behavior of pack-cemented Si–B oxidation protection coatings for Mo–Si–B alloys at 1300 °C // Surface & Coatings Technology. 2015. Vol. 266. P. 57–63.

13. Каблов Е.Н., Жестков Б.Е., Гращенков Д.В., Сорокин О.Ю., Лебедева Ю.Е., Ваганова М.Л. Исследование окислительной стойкости высокотемпературного покрытия на SiC-материале под воздействием высокогенераторного потока // Теплофизика высоких температур. 2017. Т. 55. № 6. С. 704–711.
14. Бялобжеский А.В., Цирлин М.С., Красилов Б.И. Высокотемпературная коррозия и защита сверхуглеродистых металлов. М.: Атомиздат, 1977. 224 с.
15. Stacy D.W. An X-ray diffraction study of the yttria-hafnia system: thesis. Iowa State University, 1971. 84 р.
16. Столярова В.Л. Керамика на основе оксидов гафния и редкоземельных элементов: испарение и термодинамика // Труды Кольского научного центра РАН. 2015. Т. 5. С. 47–50.
17. Трофимов М.Г. Футеровка индукционных печей. М.: Металлургия, 1968. 288 с.
18. Deijkers J.A., Wadley H.N.G. Hafnium silicate formation during oxidation of a permeable silicon +  $\text{HfO}_2$  powder composite system // Acta Materialia. 2020. Vol. 201. P. 448–461.
19. Парфененков В.Н., Гребенщикова Р.Г., Торопов Н.А. Фазовые равновесия в системе двуокись гафния-кремнезем // Доклады академии наук СССР. 1969. Т. 185. № 840. С. 840–842.
20. Ueno Sh., Jayaseelan D.D., Kita H. et al. Comparison of Water Vapor Corrosion Behaviors of  $\text{Ln}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  ( $\text{Ln} = \text{Yb}$  and  $\text{Lu}$ ) and  $\text{ASiO}_4$  ( $\text{A} = \text{Ti}$ ,  $\text{Zr}$  and  $\text{Hf}$ ) EBC's // Key Engineering Materials. 2006. Vol. 317–318. P. 557–560.
21. Curtis C.E., Doney L.M., Johnson J.R. Some properties of hafnium oxide, hafnium silicate, calcium hafnate and hafnium carbide // Journal of the American Ceramic Society. 1954. Vol. 37. No. 10. P. 458–465.

УДК 620.186

А.Г. Евгнов<sup>1</sup>, С.В. Шуртаков<sup>1</sup>, И.Р. Чуманов<sup>1</sup>, Н.Е. Лещев<sup>1</sup>

## НОВЫЙ ИЗНОСОСТОЙКИЙ СПЛАВ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ: ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ И УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРУ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ. Часть 1

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69

*Исследовано влияние повышенного содержания кремния и углерода на триботехнические характеристики, структуру и фазовый состав нового износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C. Установлено, что совместное увеличение содержания кремния и углерода (несмотря на повышение коэффициента трения) приводит к значительному снижению величин интенсивности изнашивания и линейного износа, что связано с формированием плотной однородной оксидной пленки. Показано, что совместное легирование кремнием и углеродом до верхнего предела легирования обеспечивает некоторое снижение привеса при температуре 1100 °C.*

**Ключевые слова:** износостойкий материал, лазерная наплавка, компактный материал, ГИП, коэффициент трения, линейный износ, интенсивность изнашивания.

A.G. Evgenov<sup>1</sup>, S.V. Shurtakov<sup>1</sup>, I.R. Chumanov<sup>1</sup>, N.E. Leshchev<sup>1</sup>

## NEW WEAR-RESISTANT COBALT-BASED ALLOY: EFFECT OF SILICON AND CARBON ON STRUCTURE AND TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS. Part 1

The paper examines the influence of the increased content of silicon and carbon on the tribotechnical characteristics, structure and phase composition of a new Co–Cr–W–C system wear-resistant alloy. It was found that a joint increase in the content of silicon and carbon (despite the increase in the friction coefficient) leads to a significant decrease in the values of the wear intensity and linear wear. This is associated with the formation of a dense homogeneous oxide film. It is shown that joint doping with silicon and carbon to the upper doping limit provides a slight decrease in weight gain at temperature of 1100 °C.

**Keywords:** wear-resistant alloy, LMD, powder compacts, HIP, friction coefficient, linear wear, wear rate.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Задача упрочнения контактных поверхностей бандажных полок рабочих лопаток актуальна с момента разработки конструкции лопатки, обеспечивающей повышение вибрационной стойкости путем сборки лопаток в единую конструкцию в виде колеса. В условиях высоких температур именно интенсивный износ кромок бандажных полок является основным фактором, определяющим ресурс лопатки в целом. Так, в работе [1] показано, что износ бандажной полки турбинной лопатки из сплава ЖС6У всего за 50–100 ч эксплуатации может доходить до 1,5 мм, после чего лопатка подлежит замене. Интенсивный износ наблюдается также и при контакте с элементами статорного

уплотнения (износ крайних гребешков бандажных полок рабочих лопаток), т. е. ресурс лопатки по длительной прочности остается нереализованным, что приводит к большим экономическим потерям.

Для увеличения ресурса лопаток ГТД в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ) разработана целая серия высокотемпературных износостойких материалов на никелевой основе, таких как сплавы ВЖЛ1, ВЖЛ2, ВЖЛ15, ВЖЛ16 и др. [1]. Для упрочнения бандажных полок многие годы наиболее востребованным оставался сплав ВЖЛ2, имеющий рабочую температуру до 800 °С. Оптимизация легирования по хрому и вольфраму, увеличение количества кремния в сплаве ВЖЛ15 позволили повысить его рабочую температуру до 900 °С. Разработка новых систем легирования до начала 1980-х гг. практически не велась, поскольку основными направлениями были оптимизация и расширение областей применения существующих материалов [2].

Значительное повышение рабочих температур двигателей следующего поколения обусловило необходимость разработки более высокотемпературных износостойких материалов на кобальтовой основе. Нашедшие широкое применение сплавы В3К и ХТН-61 были разработаны соответственно в ВИАМ и ИМФ НАН Украины совместно с ГП ЗМКБ «Прогресс» им. академика А.Г. Ивченко. Более поздние разработки ВИАМ – сплавы В4К и Х25Н10В8 [3, 4] – по ряду причин не нашли широкого применения в двигателестроении, однако правильность выбора направления разработки подобных материалов подтверждена при развитии концепции ГТД: повышение рабочей температуры газа на входе в турбину более чем на 100–150 °С требует применения для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток износостойких материалов с рабочими температурами не менее 1100 °С.

Способы нанесения износостойких материалов можно условно разделить на две группы: напайка предварительно сформированного профилированного элемента и локальное нанесение предварительно подготовленного фидстока (порошок или электрод). Для первой группы профилированные пластины могут изготавливаться по традиционной технологии литья по выплавляемым моделям или относительно узконаправленными способами: электроискровым спеканием (SPS-технология) и горячим изостатическим прессованием (ГИП) гранульного материала. Второй вариант предполагает нанесение материала электроискровым легированием (и даже магнетронным осаждением) [5], для чего требуется изготовление соответствующих электродов (мишеней) заданной геометрической формы или нанесение порошкового материала методом лазерной газопорошковой наплавки, получившей в последнее время особенно широкое распространение в качестве одной из аддитивных технологий.

Для никелевых износостойких материалов наилучшие результаты по износостойкости получены с применением напайки литых элементов, что связано с выраженной гетерогенностью литой структуры, оптимальным размером частиц карбидов и силицидов по сравнению с более дисперсными структурами материала, получаемого другими методами [1]. Вместе с тем само изготовление литых профилированных заготовок и ручной процесс сборки лопаток под пайку ведут к значительному удорожанию процесса упрочнения или ремонта лопаток. При этом затраты на подобные операции нивелируют разницу в стоимости материалов на никелевой и кобальтовой основах, которая была первоначально основным ограничением для более широкого применения последних. Изготовление электродов для электроискрового легирования для сплавов с почти нулевой пластичностью, к которым относятся практически все кобальтовые стеллиты, также является технологически сложной задачей. Технология порошковой наплавки не требует столь сложных подготовительных манипуляций, а сам металлический

порошок получают на специализированном оборудовании преимущественно методом атомизации (газоструйного распыления) расплава. Неслучайно, возможности, по крайней мере частичной, автоматизации процесса нанесения износостойких материалов (и особенно ремонта лопаток) определяют основное направление для применения и создания новых высокотемпературных износостойких порошковых материалов. Применение адаптивной наплавки и точной механической обработки с использованием 3D-модели не только позволяет значительно снизить себестоимость процесса, но также положительно оказывается на качестве выполнения таких работ за счет минимизации человеческого фактора [6–11].

Вопросы исследования триботехнических характеристик новых и известных материалов с диспергированной (как частиц порошка, так и самого наплавленного материала) структурой по сравнению с литыми аналогами в настоящее время являются наиболее актуальными. Так, исследования по нанесению известных зарубежных стеллитов и новых покрытий методом лазерной газопорошковой наплавки [12–15] показывают возможность получения однородных плотных слоев при значительно меньшей общей трудоемкости процесса. Значительный объем прикладных исследований связан также с оптимизацией химического состава и режимов термической обработки известных серийных стеллитов с целью повышения их эксплуатационных характеристик [16–18].

Исследования системы легирования Co–Cr–W–C, содержащей дополнительно Zr, Ni, Si и Ti, показали ее перспективность для создания нового износостойкого сплава применительно к технологии лазерной наплавки [19]. Сплавы с выбранными на предварительной стадии пределами легирования по основным элементам показали хорошие значения по жаростойкости, свариваемости, а также хорошие предварительные триботехнические характеристики. Однако технологичность выбранной композиции применительно к процессу атомизации оказалась недостаточной, что повлияло на стабильность процесса распыления. Подобные проблемы типичны для высокохромистых сплавов на кобальтовой основе. Наиболее рациональный путь снижения вязкости расплава – дополнительное легирование элементами, повышающими жидкотекучесть. Это, в первую очередь, кремний и углерод – структурообразующие элементы для кобальтовых стеллитов с карбидным упрочнением. Соответственно, повышение технологичности материала на стадии получения порошка не должно оказываться отрицательно на комплексе его характеристик как высокотемпературного износостойкого материала. Проведение комплекса исследований выбранной базовой системы легирования при расширенном легировании кремнием и углеродом является задачей данной работы. В частности, первая часть статьи посвящена исследованию влияния структурообразующих элементов (кремния и углерода), определяющих жидкотекучесть расплава, на структуру и триботехнические характеристики материала.

Работа выполнена в рамках реализации научной проблемы 10.3. «Технологии получения би- и полиметаллических естественно армированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [20].

### **Материалы и методы**

Объектом исследования являлись экспериментальные составы нового износостойкого сплава на кобальтовой основе системы Co–Cr–W–C, дополнительно легированной Zr, Ni, Si и Ti [19]. Для проведения исследования изготовлены экспериментальные составы с увеличенным относительно среднерасчетного содержанием углерода и кремния в соответствии с данными табл. 1.

Таблица 1

**Варианты изменения химического состава износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C по кремнию и углероду**

Элемент	Дополнительное легирование, % (по массе), составов		
	1	2	3
Si	Среднерасчетный	+0,3	+0,3
C	+0,5	Среднерасчетный	+0,5

Выплавку сплавов проводили в вакуумной индукционной печи. Порошки сплавов для последующего компактирования методом ГИП и проведения дифференциального термического анализа (ДТА) изготавливали методом атомизации расплава. Горячее изостатическое прессование порошков проводили по режимам, разработанным в ВИАМ, в газостате Quintus-16 фирмы ASEA (Швеция).

Температуры фазовых превращений определяли методом ДТА на установке HDSC PT 1750.

Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Hitachi SU8100, а также на оптическом микроскопе Olimpus GX53.

Рентгенофазовый анализ компактных образцов выполнен с применением дифрактометра Empyrean, в монохроматическом Cu K<sub>α</sub>-излучении на длине волны 0,15418 нм в диапазоне углов 2θ = 20–120 градусов с шагом Δ2θ = 0,016 градусов и выдержкой 40 с. Расшифровка дифрактограмм проведена с применением специализированной программы HighScore и базы данных PDF-2.

Для определения триботехнических характеристик (коэффициента трения, линейного износа, интенсивности изнашивания и др.) из заготовок, полученных методом ГИП, изготовлены втулочные образцы пар трения. Испытания образцов в одноименном сочетании (пар трения одного химического состава) проводили на лабораторной машине И-47 по схеме торцевого трения скольжения на воздухе при температуре окружающей среды 20 °С, удельной нагрузке 2,6 МПа и скорости скольжения 0,3 м/с. После испытаний фиксировали минимальные, максимальные и средние значения коэффициента трения (f), измеряли линейный износ образцов одноименной пары трения (суммарный) и рассчитывали интенсивность изнашивания по формуле

$$I_h = \Delta h / L,$$

где Δh – линейный износ пары трения, мм; L – путь трения, мм.

### Результаты и обсуждение

Типичная литая структура отливок экспериментальных составов, отлитых в кассету в виде стальных труб, представлена на рис. 1. Образцы вырезаны из пристеночной области, что объясняет весьма тонкую дендритную структуру металла. Образцы с максимальным содержанием углерода (составы 1 и 3, рис. 1, а, в) содержат в структуре большее количество пластинчатой (или скелетообразной) карбидной эвтектики. При повышении содержания отдельно кремния (состав 2, рис. 1, б) в структуре преимущественно присутствуют дискретные карбиды, те же составы в виде гранульных компактов (рис. 1, г–е) практически не имеют различий в структуре. Для всех трех образцов можно отметить полное отсутствие рекристаллизации – границы гранул, хотя и деформированных при всестороннем обжатии, хорошо видны, что может быть связано как с недостаточной температурой ГИП (хотя отсутствие в структуре выраженной пористости свидетельствует об обратном), так и с тормозящим рекристаллизацию действием вторых фаз и, возможно, тонких оксидных плен на поверхности гранул.

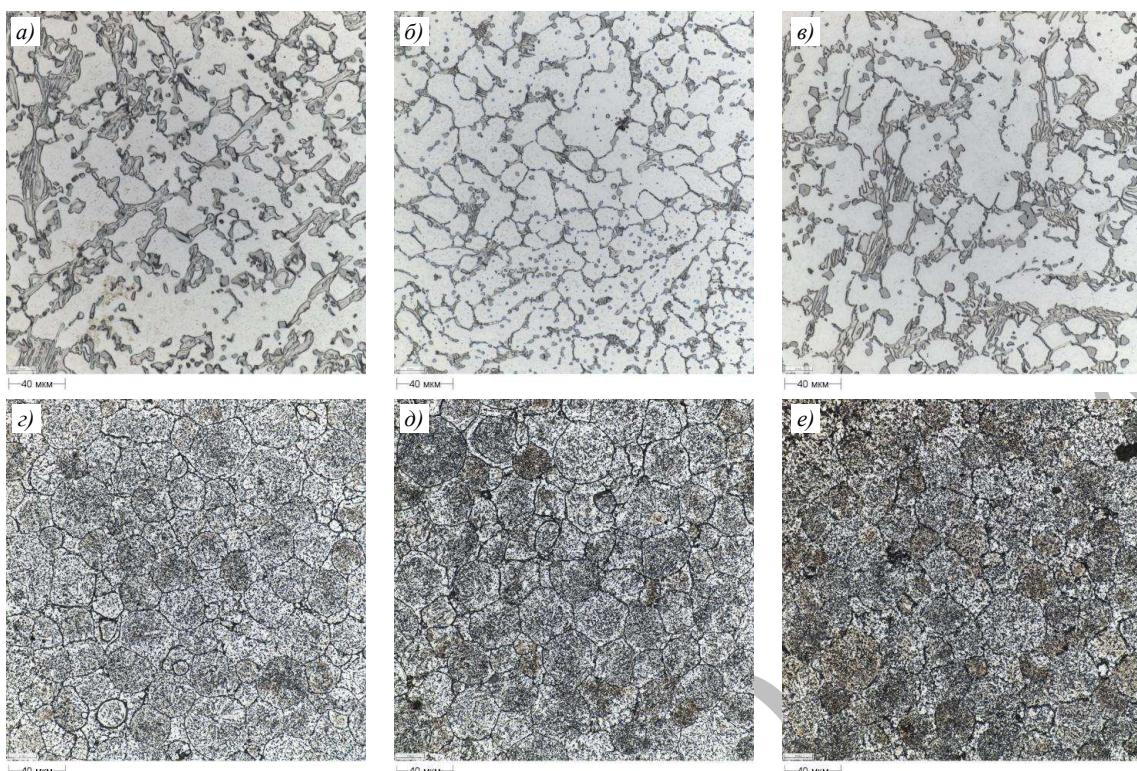


Рис. 1. Микроструктуры литьих (*a–e*) и компактных (*z–e*) образцов составов 1 (*a, z*), 2 (*b, d*) и 3 (*c, e*)

Проведение ДТА показало, что при нагреве низкотемпературные тепловые эффекты (в твердом состоянии) отмечаются: для состава 1 – при температуре 1150 °С, а для составов 2 и 3, легированных по верхнему пределу кремнием, – при температурах 1252–1253 °С. Данные эффекты, по-видимому, соответствуют растворению карбидной эвтектики. При этом в процессе охлаждения в твердом состоянии для состава 1 низкотемпературные тепловые эффекты не отмечаются. Для состава 2 отмечен слабый пик при температуре 1200 °С, а для состава 3 – выраженный пик при температуре 1220 °С. Подобный температурный гистерезис при ДТА эвтектического кобальтового сплава XTH-61 также отмечался в работе [17]. Полученные данные показывают достаточную термическую стабильность материала даже с максимальным содержанием кремния и углерода: тепловых эффектов в диапазоне рабочих температур до 1100 °С не отмечено ни для одного из вариантов легирования.

Результаты испытаний компактных образцов на трение и износ приведены на рис. 2. Видно, что образцы с высоким содержанием углерода (составы 1 и 3) показывают меньшие значения коэффициента трения  $f = 0,509$ . При увеличении содержания кремния коэффициент трения увеличивается до  $f = 0,582$ – $0,586$  независимо от содержания углерода. При этом интенсивность изнашивания возрастает в 3 раза только для состава с повышенным содержанием отдельно кремния (состав 2 – со среднерасчетным содержанием углерода). Введение углерода и кремния до верхнего предела (состав 3) приводит к снижению интенсивности изнашивания и линейного износа. Определение микротвердости основного металла исследованных образцов показывает, что максимальные ее значения соответствуют составу 1 с высоким содержанием углерода. Повышение содержания кремния приводит к снижению микротвердости на ~9 %, а совместное введение кремния и углерода до верхнего предела обеспечивает ее промежуточный уровень (рис. 2, *г*).

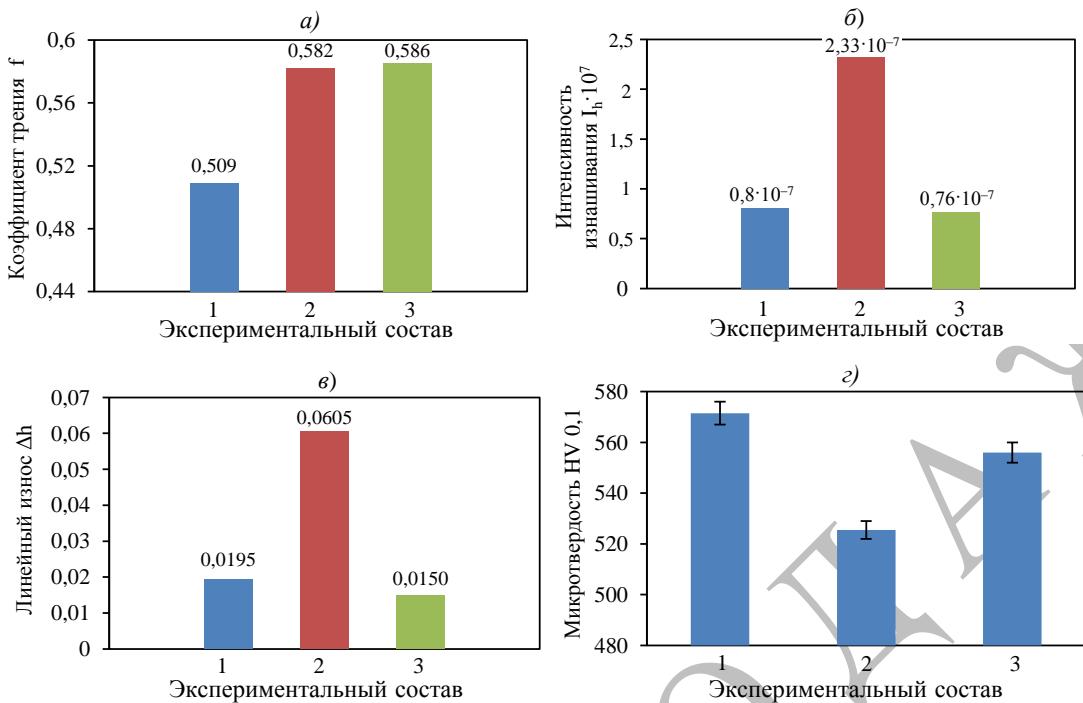


Рис. 2. Результаты испытаний на трение и износ (а–в) и значения микротвердости (г) экспериментальных составов с различным содержанием кремния и углерода

По данным рентгенофазового анализа компактных образцов все три варианта имеют одинаковый фазовый состав – твердые растворы на основе  $\alpha$ -Со и  $\varepsilon$ -Со, а также два типа карбидов – монокарбиды типа MeC и карбиды типа  $Me_7C_3$  (табл. 2).

Таблица 2

Состав и доля фазовых составляющих в экспериментальных составах по данным рентгенофазового анализа

Условный номер образца	Доля обнаруженной фазы, % (по массе)			
	$\alpha$ -Со	$\varepsilon$ -Со	MeC	$Me_7C_3$
1	19,9	64,7	1,8	13,6
2	25,3	60,4	1,8	12,5
3	16,4	67,4	1,8	14,4

Видно, что количество карбидов типа MeC не зависит от легирования, в то время как доля карбидов типа  $Me_7C_3$  увеличивается с повышением содержания углерода. Доля твердого раствора на основе  $\alpha$ -Со увеличивается при повышенном содержании кремния, что связано с его стабилизирующим действием (доля  $\varepsilon$ -Со для данного состава минимальна, так же как и доля карбидов типа  $Me_7C_3$ ).

Результаты исследования влияния вариантов легирования на параметры решеток основных фаз приведены в табл. 3.

Видно, что введение кремния до верхнего предела приводит к значительному увеличению параметра решетки карбида типа MeC (что, очевидно, связано с его наличием в составе и большим атомным радиусом по сравнению с углеродом) и менее выраженному влиянию на период решетки обоих твердых растворов, поскольку, по-видимому, кремний в них присутствует в обоих случаях близко к пределу растворимости. Однозначно связать увеличение интенсивности изнашивания с уменьшением общего количества карбидов, увеличением количества  $\alpha$ -Со или изменением параметров решетки фазовых составляющих при повышенном содержании кремния не представляется возможным.

Таблица 3

## Значения параметров решеток фаз в зависимости от вариантов легирования

Фаза	Параметр решетки	Значения параметров, нм, составов		
		1	2	3
$\epsilon$ -Co	a	0,2530825	0,2535501	0,2533727
	c	0,4092120	0,4095809	0,4097910
$\alpha$ -Co	a	0,3563220	0,3568391	0,3568656
MeC	a	0,4335544	0,4341267	0,4343776

Исследование микроструктур показывает значительную разницу в дисперсности вторых фаз в зависимости от легирования. При повышении содержания углерода размер частиц карбидов в образцах со средним (состав 1) и высоким (состав 3) содержанием кремния идентичен и составляет в зависимости от типа от 1 до 3 мкм (рис. 3, а, в). Значимых отличий по морфологии частиц также не отмечено. При увеличении содержания кремния (состав 2, рис. 3, б) размер наиболее крупных (темных) частиц увеличивается до 5–7 мкм. Полученные данные также не имеют прямой связи с изменением коэффициента трения и величиной линейного износа исследуемых составов.

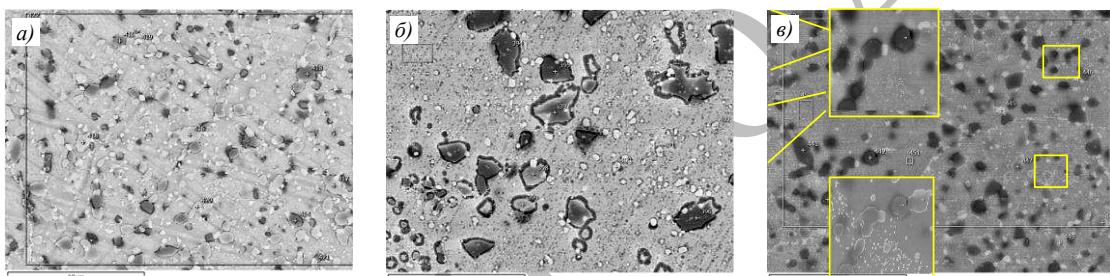


Рис. 3. Микроструктура основного металла компактированных образцов после триботехнических испытаний

Исследование контактных поверхностей образцов показывает значительно более равномерный износ образцов с высоким содержанием углерода (рис. 4, а). Для образца с увеличенным содержанием только кремния (рис. 4, б) характерны значительные перепады рельефа контактной поверхности и большая толщина поверхностной пленки. На отдельных участках (особенно на краях образца) отмечается ее полное скальвание, что может свидетельствовать об ухудшении адгезии пленки по сравнению с образцами с высоким содержанием углерода. Скальвание относительно толстых поверхностных пленок может быть и следствием самой пробоподготовки, в связи с чем проведено более детальное исследование их структуры.



Рис. 4. Микроструктуры поверхности образцов составов 1 и 2 после триботехнических испытаний

Для образцов с высоким содержанием углерода (рис. 5, а, в) характерно образование более однородных оксидных пленок с отделением исключительно малых частиц износа (размером в несколько мкм), при этом сам механизм отделения таких частиц полностью соответствует классической схеме, приведенной в работе [21]. В образце с повышенным содержанием отдельно кремния (рис. 5, б) оксидная пленка в зоне контакта в ~2 раза толще. Появление выраженной зоны более интенсивного износа (левая часть шлифа), по-видимому, связано с фазой приработки или с абразивным износом в процессе выведения из зоны трения крупных фрагментов оксидов. Интенсивность окисления с приближением к поверхности пленок для данного варианта легирования возрастает, что подтверждается выраженным композиционным контрастом темных приповерхностных областей (рис. 5, б) и построением карт распределения элементов (рис. 5, з). Данные микрорентгеноспектрального анализа показывают, что имеется более чем трехкратная разница в содержании кислорода в приповерхностной зоне и на границе с основным металлом. По-видимому, неравномерность и большая интенсивность окисления поверхности трения приводит к росту несоответствия параметров кристаллических решеток за счет обогащения атомами внедрения, увеличению внутренних напряжений и выкрашиванию более крупных фрагментов (и даже целых участков пленки), чем и объясняются более высокие значения интенсивности изнашивания и линейного износа.

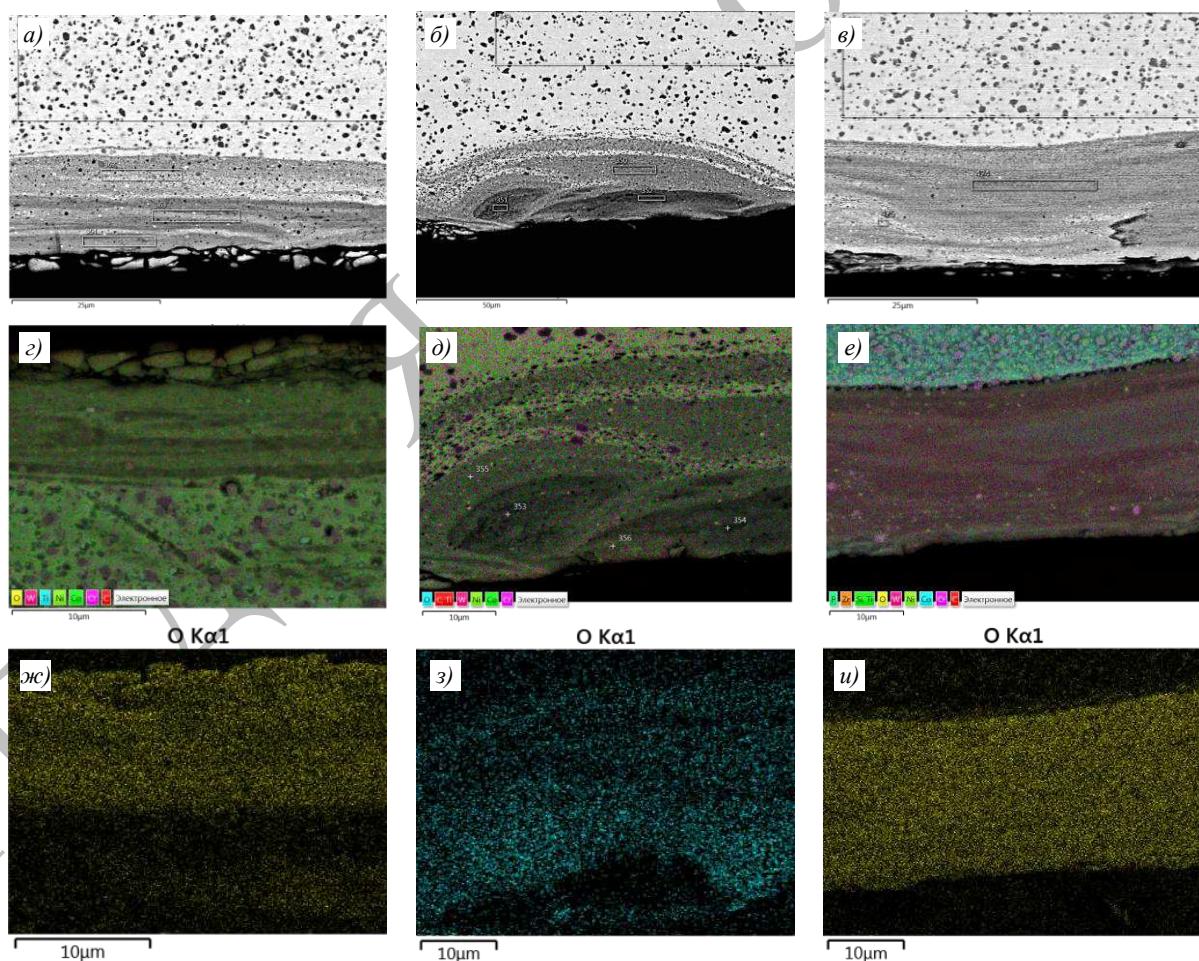


Рис. 5. Микроструктуры (а–в) и карты распределения (г–и) приповерхностных областей образцов после проведения триботехнических испытаний составов 1 (а, г, ж), 2 (б, д, з) и 3 (в, е, и)

Испытания на сопротивление газовой коррозии при температуре 1100 °С (максимальная рабочая температура наплавочного материала) показали, что кривые потери массы для образцов с повышенным содержанием отдельно углерода и кремния практически идентичны (рис. 6). Введение до верхнего предела кремния и углерода приводит к некоторому снижению привеса. Значения жаростойкости за 100 ч для всех трех составов близки (0,716; 0,707 и 0,684 г/(м<sup>2</sup>·ч) соответственно) с явной тенденцией к снижению привеса при увеличении суммарного содержания углерода и кремния.

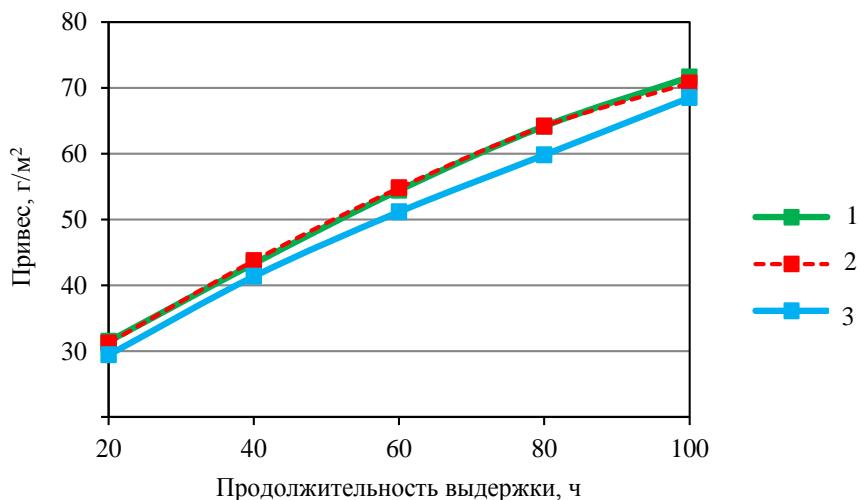


Рис. 6. Привес образцов экспериментальных составов 1–3 в зависимости от продолжительности выдержки

### Заключения

Исследованы три варианта легирования кремнием и углеродом нового износостойкого сплава системы Co–Cr–W–C для повышения технологичности применительно к процессу атомизации. Показано, что одновременное увеличение содержания кремния и углерода до верхнего предела не оказывается на термической стабильности композиции – методом ДТА не выявлено тепловых эффектов во всем рабочем диапазоне температур до 1100 °С.

Определение триботехнических характеристик экспериментальных составов при комнатных условиях показало, что совместное увеличение содержания кремния и углерода (несмотря на повышение коэффициента трения) приводит к значительному снижению величин интенсивности изнашивания и линейного износа, в то время как повышение содержания только кремния дает обратный эффект.

Исследование поверхностей трения показывает, что причиной увеличения интенсивности изнашивания при повышенном содержании кремния (со среднерасчетным содержанием углерода) является неравномерность и большая интенсивность окисления поверхности трения, способствующая увеличению внутренних напряжений и выкрашиванию более крупных фрагментов (и даже целых участков пленки). При максимальном содержании углерода в обоих вариантах на поверхности трения формируется плотная однородная оксидная пленка с отделением исключительно малых частиц износа, что и обеспечивает высокие триботехнические характеристики.

Совместное легирование кремнием и углеродом до верхнего предела не только не снижает жаростойкости базовой композиции при максимальной рабочей температуре 1100 °С, но даже обеспечивает некоторое снижение привеса.

### **Благодарности**

Авторы выражают благодарность за помощь в проведении исследований и подготовке статьи Д.П. Фарафонову, П.Н. Медведеву, д.т.н. Н.В. Петрушину и Е.С. Елютину.

### **Библиографический список**

1. Чатынян Л.А., Соловьева Т.А. Износостойкие жаропрочные сплавы для упрочнения сопряженных поверхностей бандажных полок турбинных лопаток авиадвигателей // Авиационные материалы: науч.-техн. сб. М.: ВИАМ, 1978. С. 26–33.
2. Мигунов В.П., Чатынян Л.А., Иванов Е.В. и др. Износостойкие и антифрикционные материалы для узлов трения // Авиационная промышленность. 1982. № 8. С. 71–73.
3. Фарафонов Д.П., Базылева О.А., Рогалев А.М. Сплавы для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД // Труды ВИАМ. 2016. № 9 (45). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-7-7.
4. Фарафонов Д.П., Мигунов В.П., Алешина Р.Ш. Исследования триботехнических характеристик материалов, применяемых для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток турбин ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 24–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-24-30.
5. Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Кудряшов А.Е., Шевейко А.Н. и др. Повышение окислительной стойкости жаропрочного никелевого сплава ЭП718-ИД с помощью комбинированной технологии инженерии поверхности // Письма о материалах. 2020. № 10 (4). С. 371–376.
6. Неруш С.В., Ермолаев А.С., Рогалев А.М., Василенко С.А. Исследование технологии восстановления торца пера рабочей лопатки первой ступени турбины высокого давления (ТВД) из сплава ЖС32-ВИ методом лазерной газопорошковой наплавки с применением металлического порошка сплава ЖС32-ВИ, изготовленного методом атомизации // Труды ВИАМ. 2016. № 8 (44). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
7. Корсмик Р.С., Туричин Г.А., Климова-Корсмик О.Г. и др. Лазерная порошковая восстановительная наплавка лопаток газотурбинного двигателя // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2016. Т. 15. № 3. С. 60–69. DOI: 10.18287/2541-7533-2016-15-3-60-69.
8. Евгнов А.Г., Щербаков А.И., Рогалев А.М. Опробование порошков жаропрочных сплавов ЭП718 и ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» для ремонта деталей ГТД методом лазерной газопорошковой наплавки // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 16–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-16-23.
9. Ермолаев А.С., Иванов А.М., Василенко С.А. Лазерные технологии и процессы при изготовлении и ремонте деталей газотурбинного двигателя // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2013. № 35. С. 49–63.
10. Каблов Е.Н., Евгнов А.Г., Оспенникова О.Г., Семенов Б.И., Семенов А.Б., Королев В.А. Металлопорошковые композиции жаропрочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров, наполненных металлическими порошками // Известия вузов. Машиностроение. 2016. № 9 (678). С. 62–80. DOI: 10.18698/0536-1044-2016-9-62-80.
11. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2–6.
12. Нигай А.Р., Шелестова А.К. Анализ применения покрытий из кобальтовых сплавов в различных областях машиностроения, полученных методом лазерной наплавки // Всерос. науч.-техн. конф. студентов «Студенческая научная весна: Машиностроительные технологии». М.: КвантоФорм, 2015. С. 1–7.
13. Durejko T., Łazińska M., Dworecka-Wójcik J. et al. The Tribaloy T-800 Coatings Deposited by Laser Engineered Net Shaping (LENS<sup>TM</sup>) // Materials. 2019. No. 12 (1366). P. 1–13. DOI: 10.3390/ma12091366.

14. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N. et al. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications // Letters on Materials. 2019. No. 9 (4). P. 470–474. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-470-474.
15. Afanasieva L.E., Ratkevich G.V. Laser cladding of NiCrBSiFe–WC coating with multichannel laser // Letters on Materials. 2018. No. 8 (3). P. 268–273. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-268-273.
16. Пейчев Г.И., Замковой В.Е., Андрейченко Н.В. Сравнительные характеристики износостойких сплавов для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток // Авиационно-космическая техника и технология. 2010. № 9 (76). С. 102–105.
17. Пейчев Г.И., Милосердов А.Б., Андрейченко Н.В. Исследование легкоплавких эвтектик в микроструктуре износостойкого сплава XTH-61 // Вестник двигателестроения. 2012. № 1. С. 211–214.
18. Тихомирова Т.В., Гайдук С.В. Исследования методом CALPHAD влияния отношения вольфрама к кремнию на фазовый состав и характеристические температуры кобальтового сплава // Вестник двигателестроения. 2014. № 2. С. 206–210.
19. Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Рогалев А.М. Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе кобальта для ремонта и упрочнения рабочих лопаток турбин высокого давления методом лазерной наплавки // Труды ВИАМ. 2017. № 8 (56). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.07.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.
20. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
21. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.

УДК 620.1:678.8

Е.Н. Каблов<sup>1</sup>, А.Б. Лаптев<sup>1</sup>, А.Н. Прокопенко<sup>1</sup>, А.И. Гуляев<sup>1</sup>

**РЕЛАКСАЦИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ  
ПОД ДЛИТЕЛЬНЫМ ДЕЙСТВИЕМ  
СТАТИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ И КЛИМАТА (обзор)**  
**Часть 1. Связующие**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80

*Разработка методов оценки ползучести полимерных композиционных материалов в зависимости от действующих нагрузок и климатических факторов является актуальной задачей. Полимерные матрицы на основе реактопластов представляют собой аморфные структуры и ограниченно способны к ползучести – пластической деформации под действием длительной по времени и незначительной по величине статической нагрузки. Предложены методы ускоренных и натурных испытаний образцов связующего с целью определения степени и времени изменения формы деталей в зависимости от свойств материала и действующих факторов климата.*

**Ключевые слова:** полимерный композиционный материал, связующее, релаксация, ползучесть, время до разрушения, влагонасыщение, деформация, модуль упругости.

E.N. Kablov<sup>1</sup>, A.B. Laptev<sup>1</sup>, A.N. Prokopenko<sup>1</sup>, A.I. Gulyaev<sup>1</sup>

**RELAXATION OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS  
UNDER THE PROLONGED ACTION  
OF STATIC LOAD AND CLIMATE (review)**

**Part 1. Binders**

The development of methods for assessing the creep of polymer composite material depending on the current loads and climatic factors is an urgent task. The binder made of polymer reactoplastics is an amorphous structure and is capable of plastic deformation – creep under the action of a long-term and insignificant static load. Methods of accelerated and full-scale testing of binder samples are proposed in order to determine the degree and time of change in the shape of parts depending on the properties of the material and the current climate factors.

**Keywords:** polymer composite material, binder, relaxation, creep, time to failure, moisture saturation, deformation, elastic modulus.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Современная тенденция увеличения доли полимерных композиционных материалов (ПКМ) в элементах и узлах летательных аппаратов, входящих в перечень особоответственных деталей, которые влияют на показатели ресурса и срока службы всей конструкции, диктует необходимость расширения видов как ускоренных лабораторных, так и натурно-климатических испытаний, сочетающих комплексное воздействие различных видов нагрузки и климатических факторов [1–4]. По методам испытаний ПКМ на старение разработано большое количество государственных и отраслевых стандартов – например, ГОСТ 9.707–81, ГОСТ 9.708–83, ГОСТ 30630.0.0–99 и др. Проведенный анализ методов испытаний показал, что основной алгоритм как ускоренных лабораторных, так и натурно-климатических испытаний заключается в том, что образцы подвергают

воздействию естественных климатических факторов в течение заданного временного промежутка с последующим определением одного или нескольких параметров материала – физико-механических, электрических, оптических, а также внешнего вида и др. Для оценки изменения свойств материала при одновременном воздействии эксплуатационных и климатических факторов необходимо планировать эксперимент и строить математические модели зависимости изменения основных свойств полимерного композита от возможного сочетания тех или иных факторов для прогнозирования и предотвращения случаев сочетания климатических факторов при эксплуатации, которые могут привести к снижению прочностных показателей ПКМ менее расчетных значений.

Анализ опыта расчета упругопластической деформации и времени до разрушения полимерного связующего под действием нагрузки, времени и климатических факторов (температуры, влажности, ультрафиолетового излучения и др.) представляется необходимым для планирования экспериментов по разработке модели прогнозирования изменения служебных характеристик материала. Данные исследования особенно актуальны с учетом возросшего использования и увеличения многообразия ПКМ, технологий их изготовления и условий применения [5, 6].

Исследования по оценке изменения служебных характеристик ПКМ из групп угле- и стеклопластиков при совместном воздействии статической нагрузки, реализованной по методу четырехточечного изгиба, и температурно-влажностного воздействия показали, что значения физико-механических свойств (сдвиг, изгиб и растяжение), теплофизических показателей (температура и интервал стеклования), а также влагосодержания меньше, чем значения, полученные при отсутствии приложенной нагрузки к ПКМ.

Необходимо отметить, что наличие лакокрасочного покрытия (ЛКП) на поверхности исследуемых ПКМ приводит к увеличению влагосодержания в образцах, а приложенной статической нагрузки – к образованию микротрещин на поверхности слоя ЛКП, через который влага за счет капиллярного эффекта попадает на поверхность ПКМ. В свою очередь наличие такого слоя уменьшает долю десорбированной влаги с поверхности материала, что приводит к ее накоплению в ПКМ и, как следствие, к снижению физико-механических показателей исследованных материалов.

На образцах ПКМ, экспонировавшихся в климатических камерах при одновременном действии статической нагрузки, температуры и влаги, отмечены явления релаксации, т. е. в процессе экспонирования образцы изменяли форму под действием нагрузки. Эффект остаточной деформации проявляется в виде прогиба образцов после снятия статической нагрузки. Величина прогиба зависит как от нагрузки, так и от значений действующих климатических факторов (см. таблицу).

**Остаточная деформация в образцах из угле- и стеклопластиков  
после совместного воздействия климатических факторов и нагрузки  
( $\sigma_b$  – предел прочности при растяжении)**

Материал	Температура испытания, °C/ относительная влажность, %	Приложенная нагрузка	Величина остаточного прогиба, мм, при продолжительности испытаний, сут		
			30	60	90
Углепластик ВКУ-39	23/50	0,2 $\sigma_b$	0,32	1,45	1,82
		0,4 $\sigma_b$	1,27	2,2	2,47
	60/85	0,2 $\sigma_b$	1,56	2,0	2,19
		0,4 $\sigma_b$	2,22	2,55	2,76
Стеклопластик ВПС-48	23/50	0,2 $\sigma_b$	2,42	3,31	3,54
		0,4 $\sigma_b$	3,2	4,8	5,24
	60/85	0,2 $\sigma_b$	3,9	4,71	4,97
		0,4 $\sigma_b$	7,73	8,13	8,32

Показано, что наибольшее воздействие на величину прогиба оказывает значение относительной влажности воздуха – как показатель влагонасыщения полимерного связующего. На основании этого сделано предположение о протекании релаксационных процессов, приводящих к возникновению в связующем (эпоксидной смоле) необратимых деформаций в процессе одновременного воздействия статической нагрузки и влаги. Результаты проведенных исследований позволяют сделать предположение о том, что для вышеуказанных классов ПКМ возможно проявление эффекта Патрикеева–Малинза, характерного и проявляемого в основном на эластомерах, который устанавливает взаимосвязь между изменением значений прилагаемой нагрузки и остаточной деформацией упругодеформируемого материала [7]. Выдвинутое предположение требует проведения дальнейших исследований ввиду того, что в настоящее время проявление данного эффекта не учитывается при ресурснпрочностных расчетах деталей летательных аппаратов из ПКМ и может привести к снижению показателей сохраняемости свойств изделия в процессе эксплуатации.

В данной статье проведен анализ научно-технических литературных источников для определения критически важных характеристик оценки релаксационных процессов и основных теорий ползучести и релаксации полимеров под действием как механических нагрузок, так и факторов воздействия окружающей среды.

### **Обзор основных теорий ползучести и релаксации полимеров**

Поведение материалов значительно отличается от поведения идеального упругопластического тела. Это отличие проявляется в том, что связь между усилиями и перемещениями обычно существенно зависит от времени. Это выражается в увеличении деформации ползучести с течением времени при действии постоянных нагрузок и в снижении усилия при постоянной величине деформации, т. е. релаксации напряжений. Ползучестью также называют процессы, происходящие в материале в условиях режимов, при которых изменению подвергаются как напряжения, так и деформации, а в ряде случаев – и температура [1]. С момента обнаружения явления деформирования металлов во времени при постоянной нагрузке исследованию ползучести начинают уделять значительное внимание из-за большой практической значимости этого процесса, связанного с тем, что релаксация ограничивает долговечность конструкций. Исследователями накоплен большой экспериментальный материал по ползучести различных материалов, а теория ползучести сформировалась как самостоятельный раздел механики деформируемого твердого тела. Особое внимание уделяется ползучести металлов и их сплавов.

В начале периода интенсивного применения полимерных конструкционных материалов появилась потребность в создании линейной теории ползучести полимеров, которая должна была достаточно точно моделировать их поведение при умеренных напряжениях. Особенностью ПКМ является то, что они обладают одновременно и вязкими, и упругими свойствами, которые проявляются при комнатной температуре, т. е. являются вязкоупругими [4]. Задачей теории ползучести является установление соотношений, связывающих напряжение и деформации в течение длительного времени воздействия, а изучение такого рода соотношений составляет предмет реологических исследований. Простейшими являются двухэлементные модели, которые при последовательном соединении упругого и вязкого элементов образуют модель Максвелла, при параллельном соединении – модель Фойгта [8]. Соединяя различным образом простейшие модели и добавляя элементы с усложненными свойствами, можно получить модели, более точно отражающие поведение полимеров. Найдены зависимости между временем, напряжениями и деформациями от скоростей изменения напряжения

и деформации. На основе этих зависимостей возможно решить большой объем задач [9]. Произведены также обобщения механических моделей, допускающие описание физической нелинейности [10]. Дифференциальные соотношения, получаемые при рассмотрении упругопластических моделей, не могли с достаточной точностью описать поведение материала, особенно в момент первоначального приложения напряжения, поэтому были предложены интегральные модели, учитывающие наследственные изменения в материале.

Полимерные композиционные материалы в соответствии с принятой терминологией относятся к классу материалов с длительной памятью формы [11–15]. Это означает, что напряжения в единичном объеме полимера в единичный момент времени зависят не только от мгновенных значений деформации, природы материала, температуры и других определяющих параметров, но и от величин этих параметров во все предшествующие моменты времени, т. е. от последовательности нагружения данной частицы. Исходные уравнения теории Больцмана–Вольтерра сформулированы в новой интерпретации, исходя из термодинамического подхода, а также из анализа механических и молекулярных моделей [16]. Вместе с тем интенсивно разрабатывались различные варианты нелинейной теории вязкоупругости при изотермическом нагружении, а также линейной и нелинейной теорий термовязкоупругости [17, 18].

В работах [19, 20] для упругопластического деформирования полимерного материала при длительной растягивающей нагрузке  $P$  деформационные изменения формы образца обозначены как  $l$  и  $l_0$ , а также  $F$  и  $F_0$  – соответственно текущая и начальная длины и площади сечения образца круглого сечения.

По условию несжимаемости

$$l_0 F_0 = l F, \quad (1)$$

причем для установившейся ползучести допустимо воспользоваться следующим упрощенным выражением скорости деформации в виде

$$\frac{1}{l} \cdot \frac{dl}{dt} = B_1 \left( \frac{P}{F} \right)^m, \quad (2)$$

где  $m$  – постоянная ( $m > 1$ );  $t$  – время;  $B_1$  – постоянная.

Подставив в уравнение (2) выражение  $F = F_0 - l_0 / l$  и интегрируя это уравнение при начальных условиях ( $t_0 = 0, l = l_0$ ), получаем

$$m F_1 \sigma^m = 1 - \left( \frac{l_0}{l} \right)^m. \quad (3)$$

Время вязкого разрушения  $\tau_v$ , определяемое из уравнения (2), соответствует  $l \rightarrow \infty$ , т. е.  $F \rightarrow 0$ , и, следовательно, истинное напряжение  $\sigma = P / F \rightarrow \infty$ . В итоге получаем

$$\tau_v = \frac{1}{m B_1 \sigma_0^m}, \quad (4)$$

где  $\sigma_0 = P / F_0$  – начальное напряжение.

Из выражений (3) и (4) получаем

$$\frac{F}{F_0} = \sqrt[m]{1 - \frac{t}{\tau_v}}, \quad (5)$$

поэтому для параметра  $m > 1$  (что обычно и наблюдается) выражение  $\frac{dl}{dt} \left( \frac{F}{F_0} \right) \rightarrow \infty$

при  $t \rightarrow \tau_v$ . Как правило,  $m \gg 1$ , поэтому резкое уменьшение сечения образца наступает непосредственно перед его разрушением.

С увеличением напряжения наблюдается более резкий переход равновесного разрушения в «лавинную» стадию, которая исчезает при  $m = 1$ , т. е. величина  $m$  в некоторых случаях оказывается функцией начального напряжения.

Таким образом, время вязкого разрушения можно прогнозировать по кривым ползучести.

Формулу (4) можно получить из интеграла

$$\tau_v = \int_{\sigma_0}^{\infty} \frac{dv}{df(\sigma)}, \quad (6)$$

где  $f(\sigma) = B_1 \sigma^m$ ,  $B_1$  – постоянная.

Если учесть пластическую деформацию и заменить верхний предел интегрирования пределом текучести, то из уравнения (6) получается

$$\tau_v = \frac{1}{B_1 m \sigma_0^m} \left[ 1 - \left( \frac{\sigma_0}{\sigma_t} \right)^m \right], \quad (7)$$

где  $\sigma_t$  – предел текучести.

В уравнении (7) по сравнению с выражением (4) долговечность несколько снижается из-за исключения времени равновесного разрушения. В этом случае за долговечность принимается момент образования на образце шейки (сужения), когда  $\sigma \rightarrow \sigma_t$ . Погрешностью от такого допущения можно пренебречь.

Вязкое разрушение можно также представить экспериментальной зависимостью

$$\frac{F}{F_0} = \frac{P/\sigma}{P/\sigma_0} = \frac{\sigma_0}{\sigma}. \quad (8)$$

Интегрируя выражение (7) при начальных условиях ( $t = 0, \sigma = \sigma_0$ ) и подставляя в уравнение (8), получаем

$$\frac{\sigma_0}{\sigma} = 1 - B_1 t \cdot \exp(m_2 \sigma_v), \quad (9)$$

где  $\sigma_v$  – напряжение вязкого разрушения.

Из выражения (9) долговечность ( $\tau_m$ ) определяется при  $t \rightarrow \tau_v$  и  $\sigma \rightarrow \sigma_t$ , тогда получим

$$\tau_m = \left( 1 - \frac{\sigma_0}{\sigma_t} \right) B_2^{-1} \exp(-m_2 \sigma_0), \quad (10)$$

где  $B_2, m_2$  – постоянные.

При  $\sigma_0 = \sigma_t$  пластическое течение материала развивается непосредственно после приложения к образцу нагрузки.

Полимерные материалы обладают реономными свойствами, сочетая упругость с вязким течением. Поэтому после снятия нагрузки они не полностью восстанавливают первоначальную форму и объем или это восстановление происходит постепенно.

В силовом поле принципиально возможны два вида течения: пластическое и вязкое. Первое возникает, когда внешнее усилие превышает некоторый предел – предел текучести; второе наблюдается под действием любых, в том числе достаточно малых, сил.

Большинство полимерных конструкций работает в области линейности механических свойств, где напряжения пропорциональны деформациям. Например, у полиэтилена высокой плотности и поликарбонатов линейность сохраняется приблизительно до половины изотермического предела текучести [21, 22]. Поэтому в первую очередь широкое практическое применение получила линейная теория вязкоупругости, которая базируется на принципах, сформулированных Максвеллом, Больцманом, Кельвином и Фойхтом [23–26].

Максвелл исходил из вклада в деформацию тела  $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_c$  упругой ( $\varepsilon_e$ ) и вязкой ( $\varepsilon_c$ ) составляющих. Используя для выражения скоростей  $\dot{\varepsilon}_e'$  и  $\dot{\varepsilon}_c'$  соответственно законы Гука и Ньютона, он получил реологическое уравнение

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{t_T E_1}, \quad (11)$$

где  $\sigma$  – напряжение растяжения;  $E_1$  – модуль упругости;  $t_T$  – время релаксации при заданной температуре.

Модель Максвелла отличается универсальностью – например, для режима  $\sigma = \text{const}$  она описывает процесс ползучести выражением

$$\dot{\varepsilon}' = \frac{\sigma}{t_T E_1}, \quad (12)$$

Произведение  $t_T E_1 = \eta_1$  характеризует вязкость элемента Максвелла при растяжении, которую не следует отождествлять с вязкостью при сдвиге  $\eta$ . Между этими константами и коэффициентом Пуассона существует зависимость

$$\frac{\eta_1}{\eta} = 2(1 + \mu), \quad (13)$$

где  $\mu$  – условная вязкость полимера.

В случае несжимаемости  $\mu = 0,5$  и  $\eta_1 = 3\eta$ , где  $\eta_1$  – коэффициент вязкого растяжения Траутона.

При  $\varepsilon = \text{const}$  уравнение Максвелла приводит к известному выражению для релаксации напряжения:

$$\sigma = \sigma_0 e^{\frac{-t}{t_T}}, \quad (14)$$

где  $\sigma_0$  и  $\sigma$  – начальное и остаточное напряжения.

Другой простейшей линейной модели Кельвина–Фойхта соответствует дифференциальное уравнение вида

$$\sigma = \varepsilon E_2 + \eta_2 \varepsilon', \quad (15)$$

где  $\sigma$  – полное напряжение;  $\varepsilon$  – деформация;  $E_2$  – длительный модуль упругости;  $\eta_2$  – вязкость тела по модели Кельвина–Фойхта.

Если к этому телу приложить постоянное напряжение, то деформация соответствует

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_2} \left( 1 - e^{-\frac{t}{t_n}} \right), \quad (16)$$

достигая в пределе ( $t \rightarrow \infty$ ) максимального (равновесного) значения  $\varepsilon_m = \sigma/E_2$ . В модели Кельвина–Фойхта параметр  $t_n = \eta/E_2$  характеризует период запаздывания, т. е. время, за которое после разгрузки накопленная деформация уменьшается в  $\varepsilon$  раз. Длительный модуль упругости  $E_2$ , в отличие от начального модуля  $E_1$ , определяется из опытов на ползучесть по величине равновесной деформации  $\varepsilon_m$ . Однако эта модель не обладает универсальностью модели Максвелла, так как не описывает процесс релаксации напряжения.

Во многих задачах [26] применяется известное реологическое уравнение Максвелла–Томсона (уравнение стандартного линейного тела):

$$\sigma + t\sigma' = E_1 t \varepsilon' + E_2 \varepsilon. \quad (17)$$

где  $\sigma'$  – скорость изменения напряжения.

Как показано в работе [25], это уравнение имеет некоторый физико-статистический смысл – оно описывает механическую модель, составленную из последовательно соединенных элементов по моделям Гука и Кельвина–Фойхта.

Рациональные методы определения постоянных уравнения (17) рассмотрены в работах [24, 27]. При  $\sigma = \text{const}$  решение уравнения (17) с учетом начальных условий ( $t = 0, \varepsilon = \sigma / E_1$ ) принимает вид

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{E_2} \left( 1 - e^{-\frac{t}{t_n}} \right). \quad (18)$$

Таким образом, полная деформация стандартного линейного тела складывается из мгновенной и запаздывающей упругих компонент, что особенно характерно для эластомеров. Для линейных полимеров лучше подходит модель Бюргерса, состоящая из последовательно соединенных элементов моделей Кельвина–Фойхта и Максвелла. Общая деформация такой модели записывается в виде

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{E_2} \left( 1 - e^{-\frac{t}{t_n}} \right) + \frac{\sigma}{\eta_1} t. \quad (19)$$

Таким образом, синхронно с нагружением возникает мгновенная (гуковская) упругая деформация. В дальнейшем она остается неизменной, сочетаясь с высокоэластической и вязкой деформациями, протекающими одновременно. Параметры формулы (19) являются функциями «температуры–влажности», с изменением которых меняется и реакция линейных полимеров на действие внешних сил.

Механическое поведение реальных полимерных систем, как правило, невозможно охарактеризовать одним временем релаксации или запаздывания. Лучшей приближенной к действительности моделью релаксации является модель Вихерта [28], которая вполне применима к линейным полимерам – особенно для описания процесса релаксации напряжения.

Для оценки ползучести целесообразно использовать обобщенную модель Кельвина–Фойхта, которая состоит из группы простейших элементов, соединенных последовательно, причем возможны некоторые модификации – например, дополнительное последовательное присоединение элементов по моделям Гука и Ньютона. Возникающая при этом вязкоупругая система аналогична модели Бюргерса, но отличается от нее большей универсальностью в описании высокоэластической составляющей общей деформации.

В наиболее общем виде связь между напряжениями и деформациями у материалов с линейными реономными свойствами описывается теорией Больцмана–Вольтерра [26]. В этом случае при  $\sigma = \text{const}$  деформация ползучести вычисляется как  $\varepsilon(t) = l(t)\sigma$ , где  $l(t)$  – податливость материала, зависящая от времени. Она определяет модуль ползучести, который в отличие от начального модуля  $E_1$  зависит от времени:

$$E_c(t) = 1/l(t). \quad (20)$$

С учетом многокомпонентности деформации полимеров можно записать

$$\varepsilon(t) = \left[ l_h + \psi(t) + \frac{t}{\eta_0} \right] \sigma, \quad (21)$$

где  $l_h$  – начальная податливость;  $\eta_0$  – коэффициент вязкости;  $\psi(t)$  – функция ползучести.

В теории Больцмана выдвинут постулат – накапливаемая к моменту времени  $t$  деформация линейного вязкоупругого тела равна сумме деформаций, вызываемых отдельными напряжениями, тогда

$$\varepsilon(t) = \sum_{i=1}^n \Delta \sigma_i l(t - s_n), \quad (22)$$

где  $n$  – число ступеней нагружения, реализованных к моменту времени  $t$ ;  $s_n$  – текущее время процесса, характеризующее последовательность нагружения [29].

В работе [30] предложено простое соотношение для случая, когда  $t \geq 1$  ч, тогда выражение  $E_2(t - s_n)$  является резольвентной функцией выражения  $l_n(t - s_n)$  [31]. Известны различные типы аппроксимирующих функций, предложенных в работе [32] для уравнения (22).

Применительно к полимерам теоретически установлено, что в определенных пределах справедливо соотношение

$$\sigma(t) \cdot \varepsilon(t) \leq 1. \quad (23)$$

В последнее время применение для расчета этих формул получило продолжение в работах ряда исследователей. Так, в работе [33] предложен метод с использованием эквивалентной временной температуры, который разработан для изучения температурно-временного сдвига долговременных данных ползучести полимеров и полимерных композитов, включающий эффекты физического старения полимеров при равномерном нагреве. Этот метод используется для построения основных кривых мгновенной временной температурной суперпозиции, коэффициента сдвига температуры и коэффициента сдвига старения. Представлены новые интерпретации и методы, позволяющие рассматривать температурное старение в течение длительного времени. Представлена валидация прогнозов на основе более чем 20000-часовых долгосрочных данных, полученных в полевых условиях.

Полученные результаты свидетельствуют о необходимости проведения научно-исследовательских работ для определения механизмов разрушения и изменения свойств ПКМ в процессе эксплуатации, формирования единой методологии для разработки комплекса национальных стандартов и нормативных документов по методам испытаний и прогнозированию ресурсных характеристик ПКМ.

Опыт сотрудников НИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ при проведении анализа климатического воздействия на материалы [34–37] позволил разработать расчетные методы оценки диффузии влаги в полимерные композиты.

На основании разработанных энергетических подходов предложены методы прогнозирования изменения механических свойств материалов на основании метеорологических параметров климата и суммарного изменения энталпии материала [38].

В работе [39] проанализирован теоретический подход к прогнозированию времени разрушения при ползучести полимеров и полимерных композитов. При этом учитывается вязкоупругий характер разрушения при малых деформациях и вязкопластический – при более высоких напряжениях. Расчет скорости деформации ползучести основан на термически активированном процессе, при этом также учитываются возникновение и рост пластической деформации с увеличением времени ползучести. Когда накопленная деформация достигает значений, достаточно высоких, чтобы привести к разрушению, ее скорость в зависимости от времени резко меняется. Продолжительность ползучести определяется как время, в течение которого скорость ползучести принимает свое минимальное значение. Модель протестирована для различных типов полимерных материалов, а также для полимерных композитов. После того как параметры модели оценены на основе данных о кратковременной деформации ползучести, доказано, что с их помощью можно успешно прогнозировать время разрушения при ползучести на различных уровнях напряжений для всех исследованных типов материалов.

Таким образом, для разделения деформации на упругую и пластическую части скорость пластической деформации задается выражением

$$\dot{\varepsilon}' = f_1(T) \cdot f_2\left(\frac{\sigma}{T}\right) \cdot f_3(\varepsilon), \quad (24)$$

где  $T$  – температура полимера.

В данной формуле не учтено влияние на характеристики полимера климатических факторов, в нее необходимо добавить еще один множитель  $f_4(\varepsilon)$ , где  $\varepsilon$  – изменение деформации под действием климатических факторов.

В работе [40] получена эмпирическая регрессионная модель изменения деформации образцов при растяжении от уровня действующих климатических факторов, которая имеет вид

$$\Delta\varepsilon = 43,38 + 1,58v - 4,16W_{y\Phi} + 0,89T_i - 0,99vW_{y\Phi} + 3,24vT_i - 1,45W_{y\Phi}T_i + 0,75vW_{y\Phi}T_i,$$

где  $v$  – относительная влажность, %;  $W_{y\Phi}$  – мощность ультрафиолетового излучения, Вт/м<sup>2</sup>;  $T_i$  – температура, °С.

В более простом виде изменение деформации можно представить как  $\Delta\varepsilon = f(v, W_{y\Phi}, T_i)$ .

Таким образом, для расчетной оценки релаксационных процессов, происходящих в изделиях из полимеров при воздействии эксплуатационных и климатических факторов, необходимо проводить предварительные эксперименты с учетом процессов старения полимерного связующего.

### Заключения

Релаксация полимеров в процессе ползучести и изменения формы ПКМ под действием нагрузок, величина которых значительно меньше значений пределов текучести, представляет реальную угрозу для безопасной эксплуатации изделий и конструкций из данного типа материалов.

Обычно релаксация полимеров происходит под действием внутренних и внешних напряжений, а также остаточных напряжений и может быть ускорена при повышении температуры и уменьшении модуля упругости вследствие пластифицирования влагой. Оценка релаксационных процессов (пластической деформации) в конструкциях

из полимеров должна проводиться с учетом последовательности нагружения и воздействия внешних климатических факторов.

Получение экспериментальных данных о времени до разрушения, скорости деформации ползучести при одновременном воздействии наиболее значимых климатических факторов позволит создавать математические модели зависимостей изменения основных характеристик полимерного композита от возможного сочетания тех или иных факторов для прогнозирования и предотвращения случаев сочетания таких факторов при эксплуатации, которые могут привести к снижению значений характеристик полимерного композита меньше расчетных.

#### Библиографический список

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. Каблов Е.Н., Ерасов В.С., Панин С.В., Курс М.Г., Гладких А.В., Автаев В.В., Сорокина Н.И., Лукьянычев Д.А. Исследование совместного влияния механических нагрузок и климатических факторов на свойства материалов в составе крупногабаритной конструкции экспериментального отсека крыла после 4 лет испытаний // Докл. II Междунар. науч.-техн. конф. «Коррозия, старение и биостойкость материалов в морском климате». М.: ВИАМ, 2016. Ст. 6.
3. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. II. Развитие методов исследования ранних стадий старения // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 1. С. 15–21.
4. 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: 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
5. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 1. Испытания новых материалов // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.
6. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 2. Основные тенденции // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108.
7. Бекин Н.Г., Захаров Н.Д., Пеунков Г.К. и др. Оборудование и основы проектирования заводов резиновой промышленности: учеб. Посоbие для вузов. Л.: Химия, 1985. 504 с.
8. Ильюшин А.А., Огibalov P.M. Некоторое обобщение моделей Фойгта и Максвелла // Механика полимеров. 1966. № 2. С. 190–196.
9. Бленд Д. Теория линейной вязкоупругости / под ред. Э.И. Григорюка. М.: Мир, 1965. 199 с.
10. Дергунов В.П., Колтунов А.А., Паншин Б.И. Анализ одной нелинейной модели термовязкоупругости // Механика полимеров. 1968. № 1. С. 185–188.
11. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Оценка качества материала при испытаниях на ползучесть // Электрометаллургия. 2020. № 9. С. 30–39.
12. Грудев А.П., Машкин Л.Ф., Ханин М.И. Технология прокатного производства: учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1994. 636 с.
13. Ерасов В.С., Байрамуков Р.Р., Нужный Г.А. Определение скорости пластической деформации при испытании на растяжение // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т. 80. № 5. С. 61–63.
14. Финогенов Г.Н. Длительная прочность, ползучесть, трещиностойкость авиационных пластмасс и kleev: Методы и результаты исследований: дис. ... д-ра техн. наук. М., 1996. 265 с.
15. Кравчук А.С., Майборода В.П., Уржумцев Ю.С. Механика полимерных и композиционных материалов. Экспериментальные и численные методы. М.: Наука, Физматгиз, 1985. 303 с.
16. Огibalov P.M., Lomakin V.A., Kishkin B.P. Механика полимеров. М.: МГУ, 1975. 528 с.

17. Трусделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред. М.: Мир, 1975. 592 с.
18. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. М.: Наука, 1977. 384 с.
19. Бокшицкий М.И. Длительная прочность полимеров. М.: Химия, 1978. 308 с.
20. Gaube E. Zeitstandfestigkeit und Spannungsrisssbildung von Mederdruckpolyathylen // Kunststoffe. 1959. № 9. S. 446–454.
21. Бокшицкий М.Н., Клинов И.Я., Бокшицкая И.А. Статическая усталость полиэтилена. М.: Машиностроение, 1967. 222 с.
22. Огибалов П.М., Мороз-Шоболова В.П. Ползучесть полимеров // Механика полимеров. 1967. № 1. С. 46–53.
23. Малмейстер А., Тамуж В.Л., Тетере Г.А. Сопротивление жестких полимерных материалов. Рига: Зинатне, 1972. 498 с.
24. Конструкционные полимеры: в 2 т. / под общ. ред. П.М. Огибалова. М.: МГУ, 1972. Т. 2. 322 с.
25. Тобольский А. Свойства и структура полимеров: пер. с англ. М.: Химия, 1964. 324 с.
26. Ферри Дж. Вязкоупругие свойства полимеров: пер. с англ. / под ред. В.Е. Гуля. М.: Издатинлит, 1963. 535 с.
27. Латишенко В.А. Диагностика жесткости и прочности материалов. Рига: Зинатне, 1968. 320 с.
28. Реология: теория и приложения: пер. с англ. / под общ. ред. Ю.Н. Работнова, П.А. Ребин德拉. М.: Издатинлит, 1962. 822 с.
29. Nishiguchi I., Sham T.L., Krempl E. A finite deformation theory of viscoplasticity based on overstress. Part II: finite element implementation and numerical experiments // Journal Application Mechanic. 1990. Vol. 1. P. 57–61.
30. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. М.: ГРФМЛ, 1984. 600 с.
31. Little R.E., Mitchell W.J., Mallick P.K. Tensile creep and creep rupture of continuous strand mat polypropylene composites // Journal of Composition Material. 1995. Vol. 26. No. 16. P. 22–27.
32. Al-Haik M., Vaghari M.R., Garmestani H., Shahawy M. Viscoplastic analysis of structural polymer composites using stress relaxation and creep data // Composites. Part B. 2001. Vol. 32. P. 65–70.
33. Barbero E.J., Ford K.J. Equivalent Time Temperature Model for Physical Aging and Temperature Effects on Polymer Creep and Relaxation // Journal Engineering Materials & Technology. 2004. Vol. 126 (4). P. 413–419. DOI: 10.1111/1.1789956.
34. Старцев В.О. Методы исследования старения полимерных связующих // Клеи. Герметики. Технологии. 2020. № 9. С. 16–26.
35. 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.
36. Старцев В.О., Лебедев М.П., Фролов А.С. Измерение показателей рельефа поверхности при изучении старения и коррозии материалов. 2. Полимеры, полимерные композиционные материалы и алюминиевые сплавы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2018. № 7. С. 24–29.
37. Перов Н.С., Старцев В.О., Чуцкова Е.Ю., Гуляев А.И., Абрамов Д.В. Свойства углепластика на основе целиакануратного связующего после экспозиции в различных естественных и искусственных средах // Материаловедение. 2017. № 2. С. 3–9.
38. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Колпачков Е.Д. Термодинамические характеристики старения полимерных композиционных материалов в условиях реальной эксплуатации // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 3 (52). С. 80–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88.
39. Spathis G., Kontou E. Mechanism of plastic deformation for polycarbonate under compression by a laserextensometer technique // Journal Application Polymer Science. 2001. Vol. 79. P. 2534–2538.
40. Нестеров А.С., Валевин Е.О., Сарваева Г.А., Лаптев А.Б. Исследование процессов старения полиэтилентерефталата // Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года: материалы VI Всерос. науч.-техн. конф. М.: ВИАМ, 2020. С. 53–60.

УДК 620.193

*B.A. Дуюнова<sup>1</sup>, А.Е. Кутырев<sup>1</sup>, Н.Ю. Серебренникова<sup>1</sup>, А.И. Вдовин<sup>1</sup>, А.В. Сомов<sup>1</sup>*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ  
АГРЕССИВНЫХ ФАКТОРОВ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ  
НА РАЗВИТИЕ КОРРОЗИОННЫХ ПОРАЖЕНИЙ НА ОБРАЗЦАХ  
СЛОИСТОГО МЕТАЛЛОСТЕКЛОПЛАСТИКА КЛАССА СИАЛ**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-81-90

*Проведены исследования влияния воздействия агрессивных факторов внешней среды при испытаниях в камере солевого тумана и влагонасыщения на прочностные характеристики и малоцикловую усталость заклепочных соединений слоистого металлостеклопластика с системой комплексной защиты и без нее. Показано, что многослойная структура СИАЛ препятствует развитию коррозионных поражений в слоях по толщине материала. Механические свойства образцов из материала СИАЛ трехслойной и пятислойной структуры после влагонасыщения практически не изменяются. Установлено, что отсутствие антакоррозионной защиты слоистого материала приводит к снижению усталостной долговечности заклепочных соединений.*

**Ключевые слова:** слоистый металлостеклопластик, СИАЛ, алюмостеклопластик, коррозионная стойкость, заклепочные соединения, усталостная долговечность.

V.A. Duyunova<sup>1</sup>, A.E. Kutyrev<sup>1</sup>, N.Yu. Serebrennikova<sup>1</sup>, A.I. Vdovin<sup>1</sup>, A.V. Somov<sup>1</sup>

**EXAMINATION OF THE IMPACT  
OF AGGRESSIVE ENVIRONMENTAL FACTORS  
ON THE DEVELOPMENT OF CORROSION DAMAGE ON SAMPLES  
OF LAMINATED GLASS-REINFORCED PLASTIC OF SIAL CLASS**

The article presents the results of examination of the influence of aggressive environmental factors during tests in a salt fog chamber and moisture saturation on the strength characteristics and low-cycle fatigue of riveted joints of laminated glass-reinforced plastic with and without an integrated protection system. It is shown that the multilayer structure of SIAL prevents the development of corrosion damage in layers along the depth of the material. The mechanical properties of samples made of SIAL material with three-layer and five-layer structure after moisture saturation practically do not change. It was found that the lack of corrosion protection of the laminated material leads to a decrease in the fatigue life of riveted joints.

**Keywords:** laminated glass-reinforced plastic, SIAL, aluminum-glass-reinforced plastic, corrosion resistance, riveted joints, fatigue life.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Слоистые металлостеклопластики класса СИАЛ являются перспективными конструкционными материалами нового поколения, представляющими собой листовые металлополимерные материалы, предназначенные для использования в элементах авиационной техники с целью обеспечения требований к надежности материалов и безопасности эксплуатации воздушных судов [1–6].

Алюмостеклопластик (сокращенно СИАЛ – аббревиатура от слов **Стекло И Алюминий**) представляет собой слоистый металлополимерный материал, состоящий из двух компонентов с различными физико-механическими свойствами: чередующихся тонких листов (50–70 % по объему) толщиной 0,25–0,5 мм из алюминиевых или алюминий-литиевых сплавов и прослоек стеклопластика толщиной 0,2–0,4 мм на основе клеевых препрегов с применением эпоксидных связующих и стекловолокон.

Алюмостеклопластики отличаются сочетанием пониженной плотности ( $d \approx 2350\text{--}2450 \text{ кг}/\text{м}^3$ ) и высоких значений трещиностойкости ( $dl/dN \approx 0,2\text{--}0,4 \text{ мм}/\text{цикл}$  при  $\Delta K = 31 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ ), прочности ( $\sigma_b > 600 \text{ МПа}$ ), малоцикловой усталости ( $N_{cp} \approx 180\text{--}200 \text{ цикл}$ ), огненепроницаемости и ударостойкости [3–5]. Уровень прочностных характеристик зависит от схемы укладки и количества монослоев, а также от вида стеклонаполнителя.

Результаты проведенных исследований отечественных материалов СИАЛ и зарубежных аналогов GLARE [7–11] показали, что применение слоистых металлополимерных материалов для изготовления особо ответственных деталей летательных аппаратов – например, обшивок панелей крыла и фюзеляжа, гермошпангоута, пола кабины пилота, дублеров в зонах проемов – обеспечит снижение массы деталей самолета, повышение прочности, трещиностойкости и усталостной долговечности конструкции.

Однако помимо определения комплекса физико-механических свойств важной также является оценка стойкости материала к воздействию агрессивных факторов внешней среды, что позволяет прогнозировать поведение слоистого материала в предполагаемых условиях эксплуатации.

Специфика слоистой структуры у материалов СИАЛ, наличие нескольких поверхностей раздела, влагонасыщение полимерных слоев определяют взаимодействие слоистых металлостеклопластиков с внешней средой и обуславливают потенциальную опасность развития коррозионных поражений на образцах СИАЛ. Процессы, приводящие к снижению механических свойств при растяжении и усталостной долговечности слоистых материалов при воздействии агрессивных факторов внешней среды, можно разделить на следующие группы:

- коррозия внешних поверхностей из алюминиевых или алюминий-литиевых листов;
- нарушение адгезионных связей между металлическими и полимерными слоями;
- проникновение в материал влаги через полимерные слои и деструкция прослоек стеклопластика;
- коррозия на границе раздела «металл–стеклопластик».

Одним из важных аспектов проведения коррозионных испытаний образцов из материала СИАЛ является оценка стойкости внешних металлических листов к воздействию агрессивных факторов внешней среды. С одной стороны, в наибольшей степени влиянию агрессивных факторов подвергаются внешние металлические поверхности, с другой – доступ активной среды к прослойкам из стеклопластика также может оказывать влияние на изменение свойств материала вследствие протекающих процессов влагонасыщения и деструкции прослоек стеклопластика [12–19].

Доступ внешней среды к стеклопластику возможен только в случае повреждения или отсутствия защиты торцевых поверхностей или нарушения герметичности при постановке крепежа. Подавляющее число деталей авиационных конструкций подвергается сборке с помощью клепок. Применение герметиков, грунтовок и других функциональных материалов в конструктивных элементах из алюмостеклопластиков позволяет обеспечить плотное прилегание заклепок, образующих герметичный шов, и снизить вероятность деградации свойств материала в креплениях, а также вследствие

этого сократить межремонтные сроки и увеличить срок эксплуатации изделий авиационной техники.

Цель данной работы – исследование влияния воздействия агрессивных факторов внешней среды при испытаниях в камере солевого тумана, имитирующих воздействие тропического климата, включая морской туман, на прочностные характеристики и малоцикловую усталость заклепочных соединений слоистого металлостеклопластика с системой комплексной защиты и без нее с учетом особенностей слоистой структуры СИАЛ и эксплуатационного назначения деталей из данного материала.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 6.2. «Слоистые трещиностойкие, высокопрочные металлополимерные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [20].

### Материалы и методы

Испытания проводили на образцах из слоистого металлостеклопластика марки СИАЛ-3-1 двух структур – трехслойной (2/1) и пятислойной (3/2) (рис. 1). Внешние поверхности материала СИАЛ образованы листами из алюминий-литиевого сплава 1441 толщиной 0,35 мм после анодного оксидирования и нанесения защитного адгезионного грунта и прослоек стеклопластика толщиной 0,22 мм, каждая из которых сформирована с применением двух монослоев kleевого препрега на ткани марки КМКС-2м.120.T60.37.

Испытания проводили на образцах СИАЛ с системой комплексной защиты, состоящей из грунтовки ЭП-0215 и эмали ВЭ-69, и без нее.

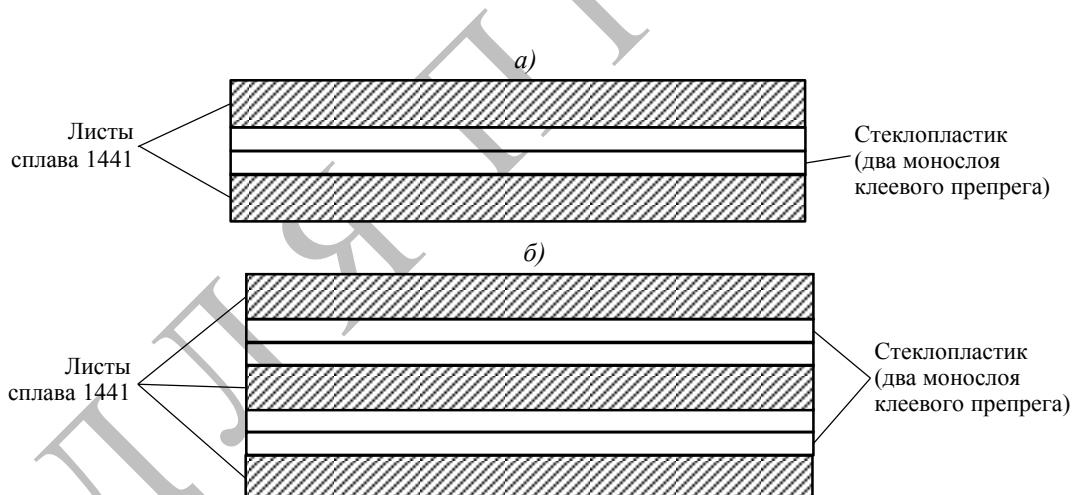


Рис. 1. Трехслойная (а) и пятислойная (б) структуры алюмостеклопластика

Исследование влияния солевого тумана на развитие коррозионных поражений проводили на образцах размером 50×50 мм из материала СИАЛ в камере солевого тумана ASCOTT CC1000iP (фирма Ascott Analytical, Великобритания) при температуре 35 °C с распылением 5 %-ного раствора хлорида натрия в течение 336 и 720 ч в соответствии с ГОСТ 9.913–90.

Малоцикловую усталость конструктивно-подобных образцов заклепочных соединений слоистого металлостеклопластика на основе сплава 1441 (с системой комплексной защиты и без нее) при воздействии агрессивных факторов внешней среды при испытаниях в камере солевого тумана определяли при осевой нагрузке в соответствии с ГОСТ 25.502–79 и ММ 1.2.002–2001 при комнатной температуре на

образцах, изготовленных по ОСТ 1 00872–77 (рис. 2). Параметры нагружения: коэффициент асимметрии цикла  $R = 0,1$ , частота нагружения  $f = 5$  Гц, величина нагрузки 12,35 и 9,50 кН для образцов из пяти- и трехслойного материала СИАЛ соответственно.

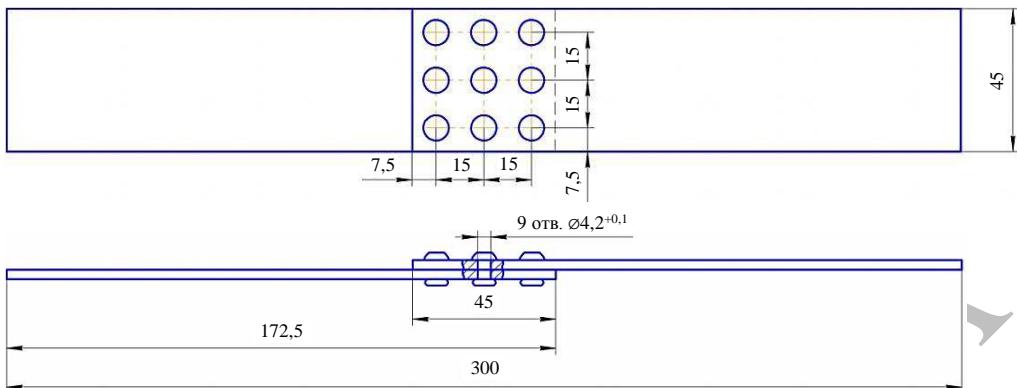


Рис. 2. Образец заклепочного соединения (трехрядное соединение внахлест) для испытаний на малоцикловую усталость

Механические свойства при растяжении определяли на образцах размером 25×240 мм с помощью универсальной электромеханической машины Zwick/Roell Z100 (фирма Zwick/ Roell, Германия) в соответствии с ГОСТ 11701–84.

Исследование микроструктуры алюмостеклопластиков и оценку качества поверхности отверстий для установки заклепок проводили с помощью оптического микроскопа Olympus GX51 в соответствии с МР 21-31-85.

Оценку глубины питтингов проводили на конфокальном микроскопе Plu Neox (фирма Sensofar-Tech S.L., Испания) согласно ГОСТ 9.908–85.

Выбор уровней влагонасыщения образцов из материала СИАЛ проводили по результатам исследования кинетики массы образцов при испытаниях в климатической камере Climats Excal (фирма Climats, Франция) с учетом наибольшего роста массы образцов в начальный период испытаний. Проводили измерение массы образцов длиной 100 мм и шириной от 10 до 50 мм, вырезанных в продольном и поперечном направлениях.

Для исследования обратимого и необратимого влияния влаги на механические характеристики при растяжении слоистого металлостеклопластика на основе сплава 1441, образцы для механических испытаний (лопатки размером 25×240 мм) и образцы-свидетели в виде прямоугольных пластин размером 100×10 мм, изготовленные из трехслойного материала СИАЛ, помещали в экскатор при 100 %-ной относительной влажности. Критерием окончания экспозиции образцов служили определенные уровни их влагонасыщения, соответствующие 7 и 21 сут испытаний (прирост массы 0,025 и 0,05 % – для трехслойного СИАЛ и 0,06 и 0,065 % – для пятислойного СИАЛ). При испытаниях проводили периодическое взвешивание образцов, и по мере достижения заданных уровней влагосодержания образцы для определения механических характеристик при растяжении снимали с испытаний.

### Результаты и обсуждение

Для оценки влияния воздействия агрессивных факторов внешней среды на свойства соединений слоистого металлостеклопластика, а именно влагонасыщения на прочностные характеристики и выдержки конструктивно-подобных образцов в камере солевого тумана на малоцикловую усталость соединений СИАЛ, проведен ряд исследований.

Так, проведено исследование воздействия солевого тумана на развитие коррозионных поражений на образцах слоистого металлостеклопластика на основе сплава 1441 с системой комплексной защиты (на основе грунтовки ЭП-0215 и эмали ВЭ-69) и без нее.

По результатам исследования влияния солевого тумана на развитие коррозионных поражений установлено, что при выдержке 336 ч в камере солевого тумана коррозионные поражения на всех исследуемых образцах, в том числе и с нанесенной системой защиты, отсутствовали. После выдержки 720 ч в камере солевого тумана на образцах с нанесенной системой защиты коррозионные поражения отсутствовали, на образцах СИАЛ без системы защиты присутствовали единичные коррозионные поражения внешних металлических листов – питтинги.

Для оценки коррозионных поражений использовали величину максимальной глубины питтинга. С помощью конфокального микроскопа Plu Neoх провели оценку глубины питтингов на образцах слоистого материала СИАЛ. Показано, что максимальная глубина питтингов, образовавшихся на внешних металлических листах в структуре СИАЛ без системы защиты после выдержки 720 ч в камере солевого тумана, составляет от 20 до 35 мкм (рис. 3).

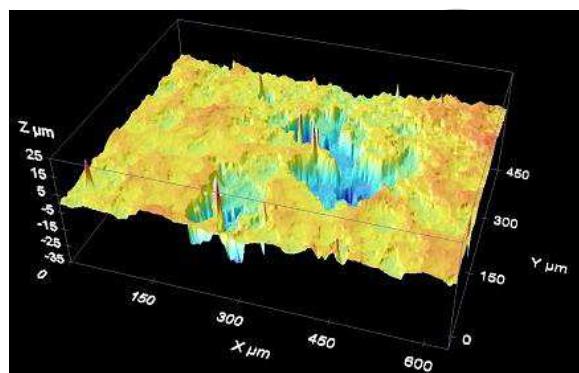


Рис. 3. 3D-профилограмма погружения коррозионного поражения на образце материала СИАЛ без системы защиты после выдержки в течение 720 ч в камере солевого тумана

По результатам испытаний на воздействие солевого тумана можно заключить, что в случае повреждения противокоррозионной защиты до анодной пленки время появления коррозионных поражений на образцах материала СИАЛ составит менее 720 ч.

Проведено исследование обратимого и необратимого влияния влаги на механические свойства образцов из слоистого металлостеклопластика с применением листов из сплава 1441 и стеклопластиков. Изучение данного вопроса необходимо для анализа влияния влаги непосредственно на образцы заклепочных соединений. Заметим, что влияние влаги на алюминиевую составляющую слоистого металлостеклопластика незначительно, поскольку алюминиевые сплавы в нейтральных безхлоридных средах (другие депассиваторы менее распространены) проявляют высокую коррозионную стойкость.

Предварительно для выбора уровней влагонасыщения проведено исследование изменения массы образцов длиной 100 мм и шириной от 10 до 50 мм, вырезанных в продольном и поперечном направлениях, при испытаниях в климатической камере Climats Excal. Показано, что для образцов шириной 10 и 25 мм наблюдалось различие между приростом массы при вырезке в продольном и поперечном направлениях: при одинаковых геометрических размерах образцы, вырезанные в поперечном

направлении, набирали больше влаги (рис. 4). Для образцов шириной 50 мм относительный прирост массы существенно меньше, поскольку влага может проникать только через торцы образцов и эффект ориентации образцов при вырезке пренебрежимо мал. Для пятислойного материала СИАЛ наблюдались аналогичные эффекты.

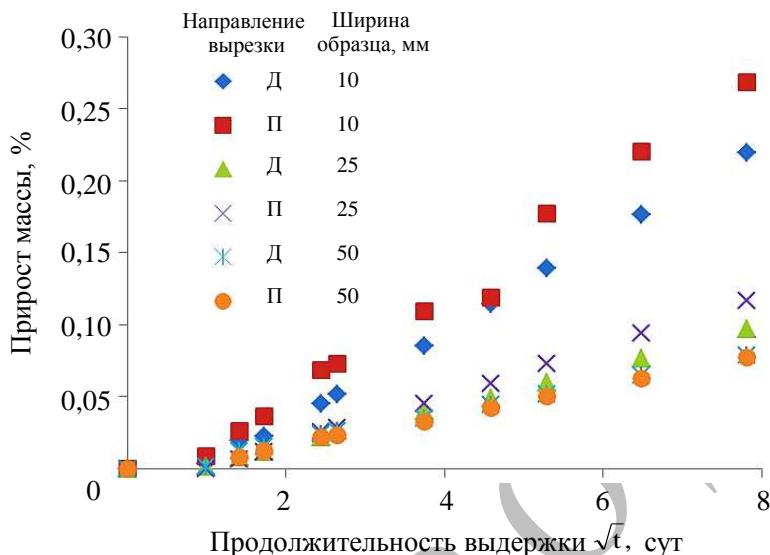


Рис. 4. Зависимость удельного прироста массы образцов трехслойного материала СИАЛ от продолжительности выдержки в климатической камере

Для исследования обратимого и необратимого влияния влаги на механические свойства слоистого металлокерамика на основе сплава 1441 использовали образцы в виде лопаток размером 25×240 мм и образцы-свидетели в виде прямоугольных пластин размером 100×10 мм, изготовленные из трехслойного материала СИАЛ в поперечном направлении. Выбор поперечного направления обусловлен тем, что в данном направлении влагонасыщение максимально. Результаты исследования механических свойств при растяжении образцов СИАЛ двух структур в исходном состоянии и после обратимого и необратимого влагонасыщения приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1

**Результаты исследования механических свойств  
при растяжении образцов СИАЛ пятислойной структуры  
в исходном состоянии и после обратимого и необратимого влагонасыщения**

Свойства	Значения свойств*				
	в исходном состоянии	при уровне влагонасыщения, соответствующем приросту массы, %			
		0,06		0,065	
		без сушки	после сушки	без сушки	после сушки
$\sigma_b$ , МПа	640–650 650	630–630 630	620–630 630	630–630 630	625–630 630
$\sigma_{0,2}$ , МПа	310–315 315	310–310 310	310–315 315	310–315 315	310–310 310
$\delta$ , %	2,9–3,1 3,0	3,0–3,1 3,05	2,9–3,0 3,95	3,0–3,1 3,0	2,9–3,0 3,95

\* В числителе – минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее.

Видно, что значения механических свойств при растяжении материалов СИАЛ, определенные на образцах двух структур, после влагонасыщения как обратимого, так и необратимого практически не изменились. Вероятно, влагонасыщение СИАЛ незначительно влияет на статические прочностные свойства, а основное влияние будут оказывать коррозионные поражения, поскольку основная площадь слоистого металлостеклопластика защищена алюминиевой поверхностью. Это также подтверждается данными работы [21], в которой зарубежными учеными показано, что выдержка образцов в течение 6 недель при повышенной температуре 80 °С и влажности 90 % RH не оказала влияния на значения предела прочности слоистого алюмостеклопластика GLARE при растяжении и сжатии. Вследствие этого для определения изменения механических свойств образцов СИАЛ в процессе климатических испытаний рекомендуется использовать данные по усталостной долговечности.

Таблица 2

**Результаты исследования механических свойств  
при растяжении образцов СИАЛ трехслойной структуры  
в исходном состоянии и после обратимого и необратимого влагонасыщения**

Свойства	Значения свойств*				
	в исходном состоянии	при уровне влагонасыщения, соответствующем приросту массы, %			
		0,06	0,065	без сушки	после сушки
$\sigma_b$ , МПа	<u>750–760</u> 760	<u>740–760</u> 750	<u>735–745</u> 740	<u>730–740</u> 740	<u>740–750</u> 750
$\sigma_{0,2}$ , МПа	<u>310–320</u> 315	<u>320–325</u> 325	<u>315–320</u> 315	<u>315–320</u> 315	<u>315–320</u> 320
$\delta$ , %	<u>2,7–2,9</u> 2,8	<u>2,7–2,8</u> 2,75	<u>2,6–2,7</u> 2,7	<u>2,7–2,7</u> 2,7	<u>2,7–2,8</u> 2,75

\* В числителе – минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее.

Провели оценку влияния коррозионных поражений после выдержки в течение 30, 60 и 90 сут (рис. 5) в камере солевого тумана и 60 сут в климатической камере на усталостную долговечность конструктивно-подобных образцов заклепочных соединений из материала СИАЛ (рис. 6).

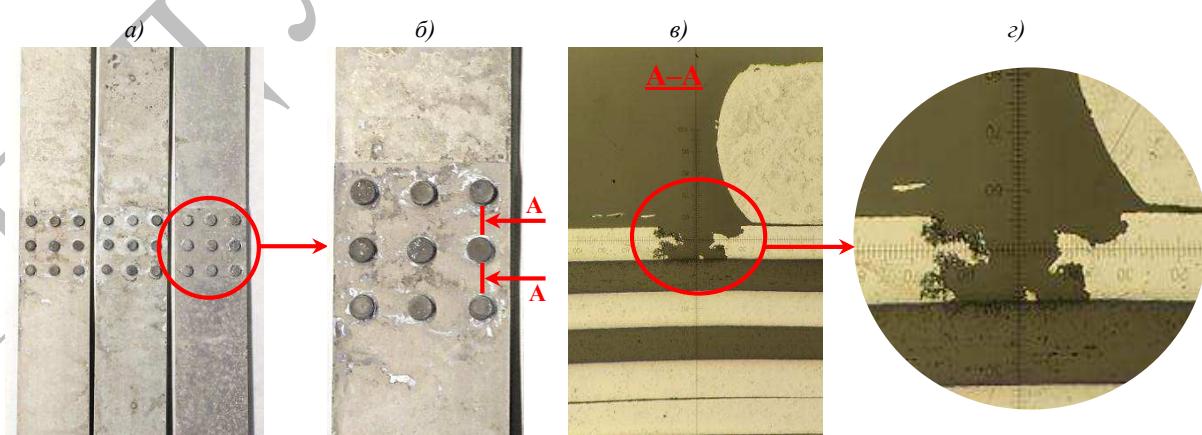


Рис. 5. Характерный вид образцов заклепочных соединений из материала СИАЛ без системы защиты после выдержки 90 сут в камере солевого тумана: *а*, *б* – внешний вид образцов; *в*, *г* – коррозионные поражения внешнего листа в материале СИАЛ

Испытания конструктивно-подобных образцов заклепочных соединений металлополимерного материала на малоцикловую усталость провели при величине максимальной нагрузки, равной 12,35 кН – для образцов из пятислойного СИАЛ и 9,50 кН – для образцов из трехслойного СИАЛ. Результаты испытаний представлены в табл. 3.

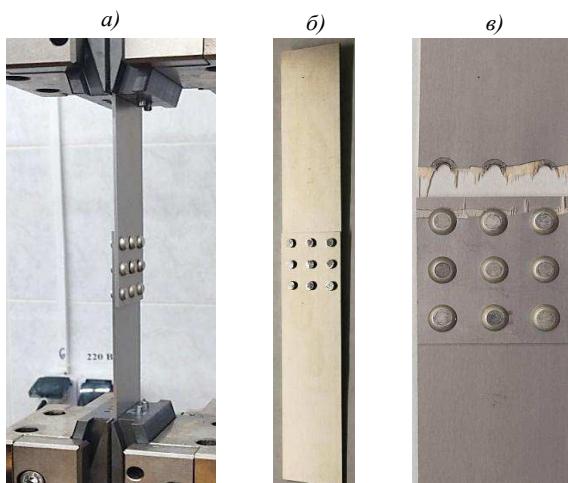


Рис. 6. Испытания на малоцикловую усталость конструктивно-подобных образцов заклепочных соединений из материала СИАЛ: а – образец, установленный в испытательную машину; б, в – вид образца в исходном состоянии и после испытаний соответственно

Таблица 3

**Результаты испытаний на малоцикловую усталость конструктивно-подобных образцов после предварительной выдержки в агрессивных средах**

Тип образца	Продолжительность экспозиции в камере солевого тумана, сут	Среднее значение усталостной долговечности N, цикл	Изменение долговечности, %
Образец из трехслойного СИАЛ	30	59950	24,7
	60	37780	52,5
	90	35203	55,8
	60*	67930	14,6
Образец из пятислойного СИАЛ	30	66083	21,2
	60	57543	31,4
	90	48320	42,4
	60*	74720	10,9

\* В климатической камере.

При испытаниях в камере солевого тумана в течение 90 сут изменение усталостной долговечности для конструктивно-подобных образцов из трехслойного СИАЛ составило 55,8 % от исходной величины при усталостной нагрузке 9,50 кН, для конструктивно-подобных образцов из пятислойного СИАЛ: 42,4 % от исходной величины при усталостной нагрузке 12,35 кН.

С учетом того, что изменения статических механических свойств после проведения ускоренных испытаний для анализа эффективности системы противокоррозионной защиты слоистых металлостеклопластиков будут малоинформативны, для оценки влияния воздействий агрессивных факторов внешней среды на конструктивно-подобные образцы с системой защиты необходимо определить наличие коррозионных поражений и исследовать их характеристики, а также использовать данные по изменению усталостной долговечности.

С увеличением продолжительности выдержки при коррозионных испытаниях в большинстве случаев на поверхности образца образуется слой продуктов коррозии, который уменьшает доступ к поверхности материала активной среды, а со временем окончательно исключает контакт с ней.

### Заключения

Исследования влияния солевого тумана на развитие коррозионных поражений показали, что при выдержке 336 ч в камере солевого тумана коррозионные поражения на всех исследуемых образцах слоистого металлостеклопластика СИАЛ, в том числе и с нанесенной системой защиты, отсутствуют. После выдержки 720 ч в камере солевого тумана на образцах с нанесенной системой защиты коррозионные поражения отсутствуют, на образцах СИАЛ без системы защиты присутствуют единичные коррозионные поражения внешних металлических листов – питтнги.

Многослойная структура алюмостеклопластика препятствует развитию коррозионных поражений в слоях по толщине образца. Коррозионные поражения возникают только на внешних поверхностях металлических листов в случае нарушений анткоррозионной защиты. Выполнение требований анткоррозионной защиты и герметизация торцевых поверхностей и зон установки крепежа обеспечивает высокий уровень эксплуатационных характеристик алюмостеклопластиков при любых условиях внешней среды.

Показано, что влага проникает в объем материала СИАЛ только через торцы образца, так как его плоскость покрыта непроницаемыми для молекул воды металлическими листами. Установлено, что после влагонасыщения (как обратимого, так и необратимого) значения механических свойств при растяжении образцов из СИАЛ трехслойной и пятислойной структур практически не изменились.

Исследования влияния воздействий агрессивных факторов внешней среды при испытаниях в камере солевого тумана, имитирующих воздействие тропического климата, включая морской туман, на усталостные свойства соединений слоистого металлостеклопластика (с системой комплексной защиты и без нее) показали, что малоцикловая усталость после выдержки образцов 30, 60 и 90 сут в камере солевого тумана снижается. При испытаниях в камере солевого тумана в течение 90 сут усталостная долговечность для конструктивно-подобных образцов из трехслойного СИАЛ составила 55,8 % от исходной величины при усталостной нагрузке 9,50 кН, для конструктивно-подобных образцов из пятислойного СИАЛ: 42,4 % от исходной величины при усталостной нагрузке 12,35 кН.

При условии надежной анткоррозионной защиты торцевых поверхностей деталей из СИАЛ по периметру и отверстий под крепеж обеспечивается повышенная коррозионная стойкость. Способом защиты этих поверхностей является нанесение грунтов, эмалей, герметиков по схемам в соответствии с требованиями конструкторской документации.

### Библиографический список

1. Шестов В.В., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Сидельников В.В. Конструкционные слоистые алюмостеклопластики 1441-СИАЛ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 9. С. 28–32.
2. Шестов В.В., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Нефедова Ю.Н. Структура и свойства тонких листов Al-Li сплава 1441 и слоистый алюмостеклопластик на их основе // Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и термической обработки легких сплавов: сб. докладов науч.-техн. конф. М., 2016. С. 7.
3. Подживотов Н.Ю., Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ерасов В.С., Серебренникова Н.Ю., Абдуллин М.Р., Лимонин М.В. Слоистые металлополимерные материалы в элементах конструкции воздушных судов // Перспективные материалы. 2016. № 10. С. 5–19.
4. Антипов В.В., Шестов В.В., Рябов Д.К. Коррозионная стойкость и механические свойства слоистого конструкционного материала на основе тонких листов алюминиевых сплавов и стеклопластика // Металлург. 2016. № 11. С. 81–85.
5. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмостеклопластики на их основе // Цветные металлы. 2016. № 8. С. 86–91. DOI: 10.17580/tsm.2016.08.13.

6. Оглодков М.С., Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Пантелейев М.Д. Направления развития перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационно-космической техники (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 19–29. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-19-29.
7. Gunnink J.W., Vlot A., De Vries T.J., Van Der Hoeven W. GLARE technology development 1997–2000 // Applied Composite Materials. 2002. Vol. 9. Is. 4. P. 201–219.
8. Qi C., Zhidong G., Zengshan L. et al. Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates // Chinese Journal of Aeronautics. 2015. Vol. 28. Is. 6. P. 1784–1792.
9. Nikolaos H., Alexopoulos D., Dalakouras Charis J. et al. Accelerated corrosion exposure in ultra-thin sheets of 2024 aircraft aluminium alloy for GLARE applications // Corrosion Science. 2012. No. 55. P. 289–300.
10. Syed A.K., Zhang X., Moffatt J.E., Fitzpatrick M.E. Effect of temperature and thermal cycling on fatigue crack growth in aluminium reinforced with GLARE bonded crack retarders // International Journal of Fatigue. 2017. Vol. 98. P. 53–61.
11. Gisario A., Barletta M. Laser forming of glass laminate aluminium reinforced epoxy (GLARE): On the role of mechanical, physical and chemical interactions in the multi-layers material // Optics and Lasers in Engineering. 2018. Vol. 110. P. 364–376.
12. Старцев О.В., Кротов А.С., Сенаторова О.Г., Аниховская Л.И., Антипов В.В., Гращенков Д.В. Сорбция и диффузия влаги в слоистых металлокомпозитных материалах типа «СИАЛ» // Материаловедение. 2011. № 12. С. 38–44.
13. Оглодкова Ю.С., Селиванов А.А., Лукина Е.А., Зайцев Д.В. Влияние температурно-временных параметров ступенчатого старения на структуру, фазовый состав, механические и коррозионные свойства листов из сплава 1441 // Металлы. 2020. № 6. С. 12–21.
14. Антипов В.В., Старцев О.В., Сенаторова О.Г. Закономерности влагопереноса в СИАЛАх // Коррозия: материалы, защита. 2012. № 3. С. 13–18.
15. Варченко Е.А., Ветрова Е.Ю. Исследование биологической и коррозионной стойкости образцов алюминиевого сплава после натурных испытаний в Геленджикской бухте. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-91-100.
16. Абрамова М.Г., Гончаров А.А. Межкристаллитная коррозия деформируемых алюминиевых сплавов при натурных и натурно-ускоренных климатических испытаниях // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-85-94.
17. Кутырев А.Е., Чесноков Д.В., Антипов В.В., Вдовин А.И. Разработка раствора для нанесения коррозионных поражений на алюминиевых сплавах в гальваниостатическом режиме // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-105-118.
18. Курс М.Г., Кутырев А.Е., Киричок П.Ф., Фомина М.А. Ускоренные и циклические коррозионные испытания авиационных материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 10 (82). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-61-75.
19. 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.
20. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
21. Botelho E.C., Almeida R.S., Pardini L.C., Rezende M.C. Elastic properties of hygrothermally conditioned glare laminate // International Journal of Engineering Science. 2007. Vol. 45 (1). P. 163–172.

УДК 536.24

Д.Я. Баринов<sup>1</sup>, С.Ю. Шорстов<sup>1</sup>, М.Г. Размахов<sup>1</sup>, А.И. Гуляев<sup>1</sup>

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕПЛОЗАЩИТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СТЕКЛОПЛАСТИКА ПРИ ЕГО ДЕСТРУКЦИИ

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-91-97

*При проектировании перспективных образцов авиационной и ракетно-космической техники, при эксплуатации которых температура на поверхности материала может превышать температуру деструкции, важно иметь представление о значениях теплофизических свойств. В данной статье приведены теплофизические свойства стеклопластика в исходном состоянии и после выжигания связующего в муфельной печи. Установлены температурные зависимости тепловых эффектов, теплоемкости, температуропроводности и теплопроводности, измерена плотность, а также проведен термогравиметрический анализ. С помощью стереомикроскопа проведено исследование микроструктуры бокового среза образцов и установлена ее эволюция при выжигании связующего.*

**Ключевые слова:** абляция, тепловая защита, стеклопластик, теплофизические характеристики, деструкция, теплопроводность, теплоемкость.

D.Ya. Barinov<sup>1</sup>, S.Yu. Shorstov<sup>1</sup>, M.G. Razmahov<sup>1</sup>, A.I. Gulyaev<sup>1</sup>

## EXAMINATION OF THERMOPHYSICAL CHARACTERISTICS OF A HEAT-PROTECTIVE MATERIAL BASED ON FIBERGLASS DURING DESTRUCTION

When designing advanced samples of aviation and rocket and space technology, during the operation of which the temperature on the surface of the material can exceed the temperature of destruction, it is important to have an understanding of the values of thermophysical properties. The work investigates the thermophysical properties of fiberglass in the initial state and after the binder is burned out in a muffle furnace. The temperature dependences of thermal effects, heat capacity, thermal diffusivity and thermal conductivity were determined, density was measured, and thermogravimetric analysis was carried out. Using a stereomicroscope, the microstructure of the lateral cut of the samples was examined and its evolution was determined during the burning of the binder.

**Keywords:** ablation, thermal protection, fiberglass, thermophysical characteristics, destruction, thermal conductivity, heat capacity.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Теплозащитные материалы на полимерной основе находят широкое применение при защите конструкции летательных аппаратов от высокотемпературного газового потока [1]. Такие условия возникают в элементах головных обтекателей ракет при их выводе на орбиту во время полета в атмосфере, в лобовом щите спускаемых аппаратов при спуске с орбиты и аэродинамическом торможении в атмосфере, а также на элементах корпуса высокоскоростных самолетов [2, 3]. Теплозащитные материалы такого класса являются деструктирующими, при этом значительная теплота поглощается

в ходе физико-химических превращений при взаимодействии с набегающим потоком. В результате полимерная составляющая подвергается коксование и пиролизу, образуя пористый каркас и большое количество газообразных продуктов реакций [4].

Существует большое количество деструктирующих теплозащитных материалов различного типа, которые условно можно разделить на квазизотропные материалы в виде обмазок и материалы на основе тканей, волокон и сотовых конструкций. Отдельно следует остановиться на теплозащитных материалах на основе тканей, которые совмещают в себе простоту изготовления, низкую плотность и высокую механическую прочность. Они состоят из связующего и тугоплавкого наполнителя, при деструкции образующего прочный каркас. Это позволяет значительно снизить скорость деструкции материала, которая определяется скоростью разрушения наиболее теплостойкого компонента.

При проектировании изделий авиационно-космической техники широкое применение находят методы математического моделирования физико-химических процессов, происходящих в материале при производстве и эксплуатации [5–10]. Нередко моделирование проводится до производства материала с целью топологической и массовой оптимизации как самого материала, так и изготавливаемых из него изделий. Такой подход позволяет сократить объем экспериментальных исследований и проработки различных вариантов материала при его разработке, повысить весовую эффективность изделия и его прочностные характеристики. Это в свою очередь приведет к сокращению стоимости и сроков проектирования, изготовления и внедрения конечного изделия в аэрокосмической отрасли.

Математическое моделирование требует наличия ряда исходных данных различного типа: характеристики материала, внешние нагрузки, внешние условия и многие другие [11, 12]. При разработке теплозащитных материалов одними из важнейших параметров являются их теплофизические характеристики. С целью их определения, различными предприятиями и фирмами как в России, так и за рубежом, разработан ряд приборов и экспериментальных установок [13]. Однако следует отметить, что многие из них не позволяют проводить исследования при деструкции теплозащитного материала. Это накладывает определенные ограничения на использование результатов экспериментальных исследований, при этом вносится некоторая неопределенность в набор исходных данных при проведении математического моделирования. Поэтому при проектировании изделий результаты моделирования следует использовать с увеличенными коэффициентами запаса прочности.

Цель работы – исследование теплофизических характеристик теплозащитного материала на основе стеклопластика при его термоокислительной деструкции.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [14].

### Материалы и методы

Для проведения исследований выбран двухмерно-армированный материал на основе стеклопластика. В качестве наполнителя выбрана равнопрочная стеклянная ткань с укладкой нитей 0°/90°, пропитанная эпоксидным связующим. Из указанных материалов автоклавным методом изготовлена пластина из стеклопластика толщиной 3 мм.

Материал исследовали в двух состояниях – в исходном и после выжигания связующего. Выжигание связующего проводили в муфельной печи Nabertherm при нагреве до температуры 800 °C на воздухе после разрезки пластины на образцы. Такая температура (наряду со скоростью нагрева 5 °C/мин) выбрана для обеспечения выжигания связующего, при этом нити ткани не претерпевали плавления. Комплекс исследований

включал изучение теплофизических характеристик материала (плотность, теплоемкость, теплопроводность) и его микроструктуры как в исходном состоянии, так и после выжигания.

С целью определения температур начала и конца деструкции материала, массового содержания связующего в стеклопластике проведен синхронный термический анализ на приборе STA449F1 фирмы Netzsch [15]. Метод заключается в нагреве образца исследуемого материала и одновременном определении потери массы и тепловых эффектов. Анализ проводили при линейном нагреве образца со скоростью 20 °C/мин до температуры 1500 °C в среде воздуха, который продувался через измерительную ячейку со скоростью 70 мл/мин. Использовали тигли из оксида алюминия, при этом в крышке тигля имелось отверстие для выхода газообразных продуктов деструкции. Для обеспечения оптимального контакта образца с дном тигля, а также его защиты, на дне располагался уплотненный порошок оксида алюминия массой 10 мг. При активной деструкции материала тяжелые продукты могут не успевать удаляться из измерительной ячейки через систему выхлопа, что может привести к их оседанию на весовой системе, расположенной в нижней части прибора. В связи с этим для предохранения весов через них дополнительно продувался инертный газ аргон объемом 30 мл/мин.

Измерение теплоемкости материалов осуществляли в два этапа. Сначала методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе DSC204F1 фирмы Netzsch определяли тепловые эффекты от образцов исходного стеклопластика при линейном нагреве со скоростью 5 °C/мин в среде аргона до температуры начала деструкции по методике из ГОСТ Р 56754–2015 [16]. Измерения проводили в алюминиевых тиглях с отверстием в крышке, при этом на их дне располагалась уплотненная прослойка из порошка оксида алюминия. Теплоемкость определяли методом отношений при сравнении со стандартным образцом из сапфира, теплоемкость которого предварительно измеряли в идентичных условиях. Второй этап исследования проводили после выжигания связующего в образцах стеклопластика на приборе DSC404 фирмы Netzsch. Измерения проводили при линейном нагреве (в среде аргона) со скоростью 5 °C/мин до температуры 850 °C, при которой начинается плавление стеклянного наполнителя. Для определения теплоемкости методом отношений использовали стандартный образец из корунда.

Импульсным методом измеряли температуропроводность на приборе LFA457 фирмы Netzsch в диапазоне температур от 20 до 800 °C по методике ASTM E1461 [17, 18]. При проведении измерений образец нагревали до заданной температуры, а после установления изотермических условий его нижнюю сторону облучали коротким импульсом лазера (длительностью ~0,3 мс). С помощью бесконтактного датчика, установленного в верхней части прибора, регистрировали зависимость изменения температуры на верхней стороне образца от времени. При математической обработке полученного сигнала определяли температуропроводность материала. Следует отметить, что стеклопластик является оптически прозрачным материалом для импульса лазера, поэтому для обеспечения проведения измерений, а также создания требуемых оптических свойств поверхности образца наносят графитовый слой толщиной 5 мкм путем осаждения аэрозоля. Такой слой также обеспечивает более полное поглощение импульса лазера поверхностью, при этом снижается погрешность измерений.

Плотность материала измеряли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 15139–69 [19]. В связи с высокой пористостью материала после выжигания связующего установления равновесия не ожидалось.

Теплопроводность определяли расчетным методом по результатам измерений температуропроводности, теплоемкости и плотности. Полученные результаты обрабатывали с использованием зависимости

$$\lambda = a \cdot c_p \cdot \rho,$$

где  $a$  – температуропроводность,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;  $c_p$  – удельная теплоемкость,  $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$ ;  $\rho$  – плотность,  $\text{кг}/\text{м}^3$ .

Исследование микроструктуры проводили на стереомикроскопе Leica M205A фирмы Leica Geosystems (Швейцария), оборудованном цифровой камерой VEC-335 (разрешение 3 мегапикселя), при увеличении от  $\times 18,7$  до  $\times 60$ .

### Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны результаты проведения синхронного термического анализа образцов исходного стеклопластика и полученного после выжигания материала связующего при температуре  $800^\circ\text{C}$  в муфельной печи. Исследовали потерю массы образцов (зависимости 1 и 3 на рис. 1) и происходящие тепловые эффекты (зависимости 2 и 4 на рис. 1). Дополнительно для определения температуры начала деструкции построена зависимость изменения первой производной кривой потери массы исходного материала (зависимость 5 на рис. 1).

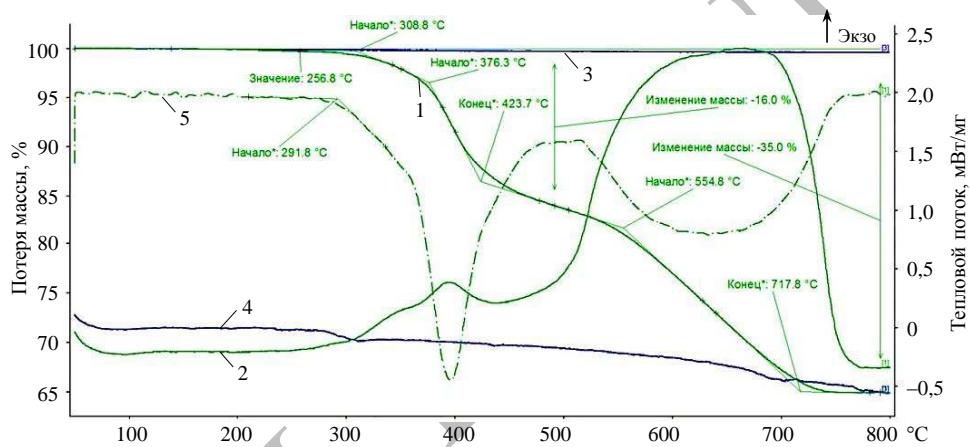


Рис. 1. Результаты синхронного термического анализа для стеклопластика в исходном состоянии (1, 2, 5) и после отжига (3, 4) с применением термогравиметрии (1, 3), дифференциальной сканирующей калориметрии (2, 4) и первой производной потери массы от времени (5)

Видно, что деструкция материала начинается при температуре  $256^\circ\text{C}$ , при этом активная фаза разложения наблюдается уже при температуре  $308^\circ\text{C}$  (зависимость 1). Деструкция проходит в две стадии, первая из которых заканчивается при температуре  $424^\circ\text{C}$ , а вторая – при температуре  $718^\circ\text{C}$ . Потери массы материала для первой стадии и суммарная составляют соответственно 16 и 35 %.

Для выжигания связующего подготовлен образец в виде пластины размером  $\sim(21 \times 21 \times 2,5)$  мм, масса образца при этом составляла 2,13 г. После нагрева в среде воздуха в муфельной печи до температуры  $800^\circ\text{C}$  наблюдалась линейная усадка в плоскости пластины – до  $\sim(15 \times 15)$  мм, при этом толщина образца увеличилась до  $\sim 4,1$  мм из-за термоокислительной деструкции связующего, газификации и формирования пористого каркаса. Масса пластины после выжигания связующего составила 1,38 г. После отжига проводили синхронный термический анализ образца материала, при этом потери массы не наблюдалось (зависимость 3 на рис. 1). Проводили измерение плотности образцов стеклопластика до и после выжигания связующего, при этом значения плотности составляют  $1,91$  и  $1,87$   $\text{г}/\text{см}^3$  соответственно. Можно сделать вывод о том, что сопоставимые по абсолютной величине относительные изменения объема и массы пластины вследствие термоокислительной деструкции материала ведут к схожим значениям плотности.

С помощью стереомикроскопа проводили изучение микроструктуры бокового среза образцов, для чего поверхность бокового среза шлифовали наждачной бумагой. На рис. 2 приведены микрофотографии структуры бокового среза образцов стеклопластика до и после выжигания связующего. Исходная толщина образца составляла 2,54 мм, при этом после выжигания связующего соответствующее значение толщины увеличилось до 4,6 мм. Можно заметить, что после выжигания связующего в материале образовалась пористая структура, в отдельных местах видны расслоения. Плетение стеклянной ткани преимущественно путаное и неоднородное, при этом плоские монослой ткани стали искривленными по толщине. Это объясняет наблюдающуюся линейную усадку материала. Сохранившаяся после выжигания коксовая структура обладает невысокой механической прочностью, что позволяет легко подготовить образцы для последующих исследований.

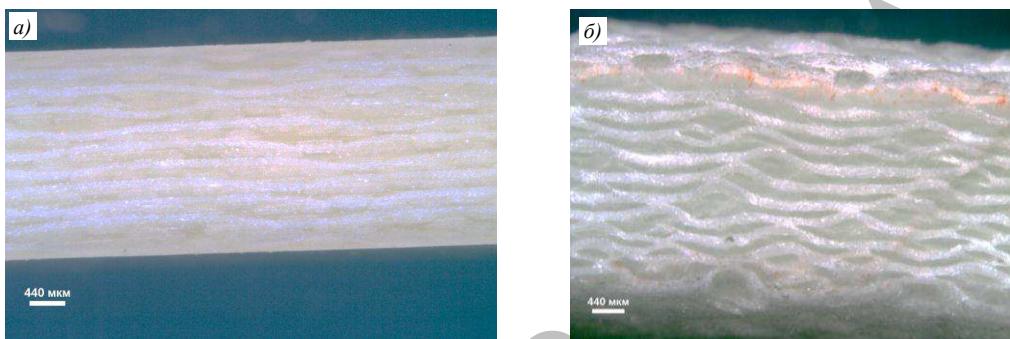


Рис. 2. Микрофотографии бокового среза образца стеклопластика (в одном масштабе) в исходном состоянии (а) и после выжигания связующего (б)

На рис. 3 приведены температурные зависимости теплоемкости (зависимости 1 и 2) и тепловых эффектов (зависимости 3 и 4) образцов стеклопластика до и после выжигания связующего. Можно заметить, что у образца исходного материала при температурах  $>150$  °C наблюдается фазовый переход стеклования (зависимость 3). При фазовых переходах невозможно однозначно определить теплоемкость материала. В связи с этим реальную зависимость теплоемкости заменили аппроксимированной путем исключения значений в области перехода стеклования (зависимость 1). У образца материала после выжигания связующего фазовых переходов не наблюдалось, что дало возможность определить теплоемкость (зависимости 2 и 4).

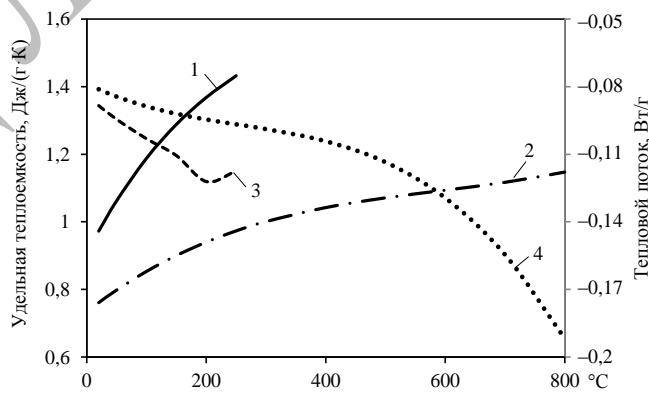


Рис. 3. Результаты измерений теплоемкости (1, 2) и тепловых эффектов (3, 4) образцов стеклопластика в исходном состоянии (1, 3) и после выжигания связующего (2, 4)

Результаты измерения температуропроводности и теплопроводности материала в исходном состоянии и после выжигания связующего приведены на рис. 4. Можно

заметить, что зависимости температуропроводности имеют противоположный угол наклона графиков до начала фазового перехода стеклования (зависимости 3 и 4), зависимости теплопроводности при этом имеют монотонно возрастающий характер до температуры 150 °C (зависимости 1 и 2). При температурах выше начала фазового перехода стеклования ( $>(150\text{--}200)$  °C) температуропроводность и теплопроводность значительно снижаются, что связано с началом перестройки молекулярной структуры. После выжигания связующего в материале образуется большое количество пор, что вызывает интенсификацию радиационного теплопереноса при температурах  $>500$  °C, при этом зависимость теплопроводности отожженного образца носит монотонно возрастающий характер с положительной кривизной (зависимость 2).

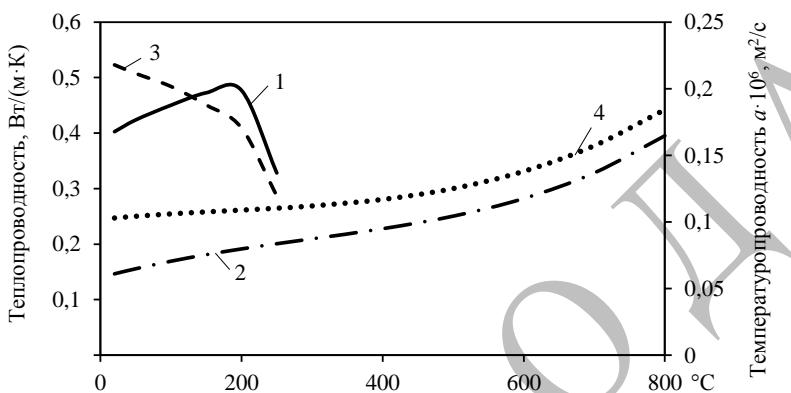


Рис. 4. Результаты измерений теплопроводности (1, 2) и температуропроводности (3, 4) материала в исходном состоянии (1, 3) и после выжигания связующего (2, 4)

Серийно выпускаемое оборудование для исследований тепло- и температуропроводности не позволяет проводить измерения материалов при температурах от начала до окончания их деструкции. Это накладывает некоторые ограничения и не позволяет получить единую зависимость теплопроводности материала во всем температурном диапазоне. Однако анализ зависимостей на рис. 4 и их экстраполяция при температуре от 200 до 400 °C позволяют получить характерную S-образную зависимость, при этом результаты согласуются с данными из работы [20].

### Заключения

Изучены основные теплофизические свойства стеклопластика в исходном состоянии и после выжигания связующего. Измерены теплоемкость и тепловые эффекты, плотность, тепло- и температуропроводность, а также проведен термогравиметрический анализ. Выжигание связующего проводили в муфельной печи, при этом установлено, что потеря массы образцов составляет 35 %.

Схожие абсолютные значения относительных изменений объема и массы приводят к тому, что плотность материала при деструкции почти не изменяется и составляет 1,91 и 1,87 г/см<sup>3</sup> в исходном состоянии и после выжигания связующего соответственно.

При температуре  $>150$  °C наблюдается фазовый переход стеклования, что видно на температурных зависимостях тепловых эффектов, тепло- и температуропроводности. Следует отметить, что теплофизические свойства при фазовых переходах не могут быть определены однозначно, поэтому зависимость теплоемкости экстраполирована на основании результатов, полученных до и после фазового перехода.

Установлено, что зависимости тепло- и температуропроводности имеют характерный S-образный вид. При температурах  $>500$  °C зависимости имеют монотонно возрастающий характер с положительной кривизной, что вызвано радиационным теплопереносом в пористом каркасе, образовавшемся при выжигании связующего.

**Библиографический список**

1. Полежаев Ю.В., Фролов Г.А. Тепловое разрушение материалов. Киев: Изд-во ИПМ НАНУ, 2005. 288 с.
2. Доспехи для «Бурана». Материалы и технологии ВИАМ для МКС «Энергия–Буран» / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука и жизнь, 2013. 128 с.
3. Горский В.В. Теоретические основы расчета абляционной тепловой защиты. М.: Научный мир, 2015. 687 с.
4. Елисеев О.А., Наумов И.С., Смирнов Д.Н., Брык Я.А. Резины, герметики и огнестойкие теплозащитные материалы // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 8. С. 437–451. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-437-451.
5. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 56–78.
6. Барботько С.Л., Вольный О.С., Шуркова Е.Н. Построение феноменологической модели, описывающей изменение характеристики горючести (продолжительности остаточного горения) в зависимости от толщины полимерного материала // Труды ВИАМ. 2018. № 10 (70). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-107-116.
7. Барботько С.Л., Вольный О.С., Кириенко О.А., Шуркова Е.Н. Построение математической модели и расчет температур образцов при испытаниях на огнестойкость // Труды ВИАМ. 2017. № 7 (55). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-12-12.
8. Баринов Д.Я., Просунцов П.В. Моделирование теплопереноса в слое разлагающегося материала теплозащитного покрытия спускаемого аппарата // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2016. № 6. С. 22–32.
9. Гончаров В.А., Раскутин А.Е. Компьютерное моделирование процесса инфузии при изготовлении композитного арочного элемента // Труды ВИАМ. 2015. № 7. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-7-11-11.
10. Баринов Д.Я., Оспенникова О.Г., Мараховский П.С., Зуев А.В. Изучение динамики прогрева деструктирующего материала методом математического моделирования температурных полей // Труды ВИАМ. 2019. № 8 (80). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.04.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-109-118.
11. Резник С.В., Просунцов П.В., Михайловский К.В. Прогнозирование теплофизических и термомеханических характеристик пористых углерод-керамических композиционных материалов тепловой защиты аэрокосмических летательных аппаратов // Инженерно-физический журнал. 2015. Т. 88. № 3. С. 577–583.
12. Исаев К.Б. Теплофизические характеристики материалов в широких диапазонах температур и скоростей нагрева. Киев: Куприянова, 2008. 240 с.
13. Испытательное оборудование фирмы Netzsch. URL: [www.netzsch-thermal-analysis.com/ru](http://www.netzsch-thermal-analysis.com/ru) (дата обращения: 19.04.2021).
14. 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.
15. ГОСТ 29127–91. Пластмассы. Термогравиметрический анализ полимеров. Метод сканирования по температуре. М.: Изд-во стандартов, 2004. 5 с.
16. ГОСТ Р 56754–2015. Пластмассы. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК). Часть 4. Определение удельной теплоемкости. М.: Стандартинформ, 2016. 14 с.
17. ASTM E 1461–01. Standard Test Method for Thermal Diffusivity by the Flash Method. 2001. Р. 1–13.
18. ГОСТ Р 57943–2017. Пластмассы. Определение теплопроводности и температуропроводности. Часть 4. Метод лазерной вспышки. М.: Стандартинформ, 2017. 12 с.
19. ГОСТ 15139–69. Пластмассы. Методы определения плотности (объемной массы). М.: Изд-во стандартов, 1981. 17 с.
20. Полежаев Ю.В., Юревич Ф.Б. Тепловая защита. М.: Энергия, 1976. 392 с.

УДК 675.043.42

Д.С. Скоробогатько<sup>1</sup>, А.Н. Головков<sup>1</sup>, И.И. Кудинов<sup>1</sup>, С.И. Куличкова<sup>1</sup>

**К ВОПРОСУ ОБ ЭКОТОКСИЧНОСТИ И ЭФФЕКТИВНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ ПРОМЫШЛЕННЫХ НЕИОНОГЕННЫХ ПАВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ПРИ ОЧИСТКЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ В ПРОЦЕССЕ КАПИЛЛЯРНОГО КОНТРОЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ (обзор)**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-98-106

*Проведен обзор современных классов неионогенных поверхностно-активных веществ (ПАВ), применяемых для очистки металлических поверхностей. Рассмотрены такие аспекты, как эффективность очистки металлических поверхностей, экотоксичность, биоразлагаемость и влияние на здоровье человека. Определен наиболее перспективный класс ПАВ – алкилполигликазиды (АПГ) для очистки металлических поверхностей, в том числе в процессе капиллярного контроля. Установлено, что АПГ показали высокую эффективность при удалении с металлических поверхностей даже таких загрязнений, как денатурированный белок и пригоревший кукурузный крахмал. Отмечено также, что АПГ обладают наибольшей эмульгирующей способностью среди промышленных ПАВ, что эффективно влияет на снижение расхода ПАВ при очистке поверхностей.*

**Ключевые слова:** неразрушающий контроль, капиллярный контроль, неионогенные ПАВ, экотоксичность, биоразлагаемость, охрана окружающей среды.

D.S. Skorobogatko<sup>1</sup>, A.N. Golovkov<sup>1</sup>, I.I. Kudinov<sup>1</sup>, S.I. Kulichkova<sup>1</sup>

**REVISITING THE ECOTOXICITY AND EFFICIENCY OF DIFFERENT CLASSES OF INDUSTRIAL NONIONIC SURFACES USED FOR CLEANING METAL SURFACES IN THE PROCESS OF CAPILLARY CONTROL OF DETAILS OF THE AVIATION TECHNOLOGY (review)**

A review of modern classes of nonionic surfactants used for cleaning metal surfaces is carried out. The following aspects are considered: efficiency of cleaning metal surfaces, ecotoxicity, biodegradability, impact on human health. The most promising class of surfactants – alkyl polyglycosides (APG) – for cleaning metal surfaces, including in the process of capillary control, has been determined. It is noted that APGs have shown high efficiency in removing even such contaminants as denatured protein and burnt corn starch from metal surfaces. In addition, APGs have the highest emulsifying ability among industrial surfactants, which effectively affects the reduction in surfactant consumption when cleaning the surfaces.

**Keywords:** non-destructive testing, capillary testing, nonionic surfactants, ecotoxicity, biodegradability, environmental protection.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Капиллярная дефектоскопия является широко применяемым и самым чувствительным методом неразрушающего контроля, который позволяет выявлять поверхностные дефекты с минимальной шириной раскрытия 1 мкм и менее. Достоинством метода является то, что он точно фиксирует местоположение поверхностного дефекта, его ориентацию и размеры.

Важное условие, обеспечивающее выявление поверхностной несплошности при капиллярном контроле, – проникновение пенетранта в поверхностный дефект в количестве, достаточном для последующего образования индикаторного рисунка. Процесс производства деталей авиационной техники, как правило, состоит из множества технологических операций, при которых возможно образование различных загрязнений, жировых пленок, остатков моющих составов, которые существенно затрудняют контроль. Они могут перекрывать полости дефектов или полностью заполнять их, снижать смачиваемость пенетрантом материала изделия, влиять на интенсивность окраски или люминесценции индикаторной жидкости, образовывать окрашиваемый или люминесцентный фон на изделии и вызывать появление ложных индикаторных рисунков [1].

При высоком уровне чувствительности контроля предпочтительны химические или ультразвуковые способы очистки. Моющие жидкости не должны вызывать растревливания материала деталей. Соответственно, возрастает важность выбора химических компонентов, эффективных и безопасных при очистке металлических поверхностей, в авиационной промышленности [2–6]. Следует также отметить, что капиллярный контроль может проводиться в различных климатических условиях [7].

Отраслевым документом, регламентирующим порядок проведения капиллярного контроля в авиационной отрасли, для очистки поверхности рекомендована последовательная обработка бензином, а затем ацетоном с использованием волосяных щеток или серийных ультразвуковых ванн. Предлагаемые растворители показали высокую эффективность при капиллярном контроле, однако обладают высокой степенью токсичности и пожароопасности. Для повышения безопасности производственного процесса предусмотрена замена указанных моющих средств на технические моющие средства, такие как водные растворы неионогенных поверхностно-активных веществ (НПАВ) – неонолов (оксиэтилированные алкилфенолы) марок АФ9-10 или АФ9-12, марки «Вертолина» или соединений марок ОП-7 и ОП-10 (оксиэтилированные алкилфенолы), а также синтанола АЛМ-10 (оксиэтилированные жирные спирты) (рис. 1).

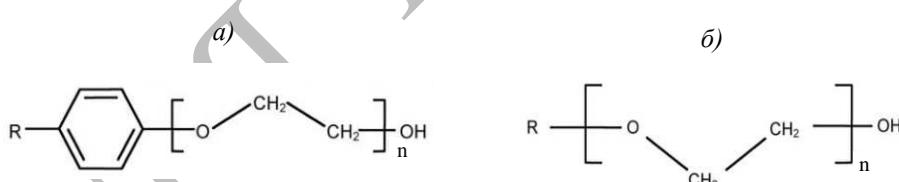


Рис. 1. Структурные формулы оксиэтилированных алкилфенола  $\text{RC}_6\text{H}_4\text{O}(\text{CH}_2\text{CH}_2\text{O})_n\text{H}$  (а) и жирного спирта  $\text{RO}(\text{CH}_2\text{CH}_2\text{O})_n\text{H}$  (б) (где R – алкильный радикал; n – степень оксиэтилирования)

### Экотоксичность неионогенных поверхностно-активных веществ

Неионогенные поверхностно-активные вещества – основной класс поверхностно-активных веществ (ПАВ), используемых для очистки металлических поверхностей в промышленности. Наиболее широко используются оксиэтилированные производные спиртов, алкилфенолов, карбоновых кислот и сложных эфиров, которые применяют в качестве моющих агентов, эмульгаторов и стабилизаторов дисперсных систем. Данные классы ПАВ не вызывают коррозии [8]. Однако НПАВ затрудняют процессы биологического окисления органических загрязнений, что препятствует биологической очистке сточных вод. В итоге это приводит к ухудшению физико-химических показателей качества воды. При попадании в водоем синтетические НПАВ из-за способности к солюбилизации и эмульгированию наносят вред живым организмам. Масштабы загрязнения этими веществами в настоящее время можно сравнить только с загрязнениями нефтью и пестицидами [9–11].

Установлено, что в сточных водах промышленных предприятий присутствуют НПАВ в концентрациях, существенно превышающих нормы, которые позволяют проводить сброс стоков в городскую канализацию [12].

Известно, что при адсорбции смеси ПАВ проявляется явление синергизма [13]. Следовательно, при попадании в водоемы смеси ПАВ могут проявлять синергизм адсорбции и усиливать токсическое действие в результате формирования адсорбционных слоев на поверхности мембран клеток живых организмов и растений.

Утвержденная для неонолов (оксиэтилированных алкилфенолов) величина предельно допустимой концентрации (ПДК) в водоемах хозяйствственно-бытового пользования составляет от 0,1 до 0,3 мг/дм<sup>3</sup>, а для синтанолов 0,1 мг/дм<sup>3</sup>. Для приготовления моющих растворов по ГОСТ 18442–80 «Контроль неразрушающий. Капиллярные методы. Общие требования», как правило, используется 2 %-ный (по массе) раствор ПАВ, что значительно превышает ПДК растворов, допустимых для слива в канализацию. В работе [14] отмечено, что концентрация ПАВ в донных отложениях водоемов (и л. и. т. д.), взятых за чертой промышленных агломераций, в большинстве случаев совпадает со значением ПДК, а в ряде случаев даже превышает его.

### Параметры оценки экотоксичности поверхностно-активных веществ

Основным параметром, необходимым для оценки экотоксичности используемых ПАВ, является биоразлагаемость, а также токсичность продуктов их разложения. Различают первичную биоразлагаемость, которая подразумевает структурные изменения молекул ПАВ микроорганизмами, приводящие к потере их рабочих свойств, и полную биоразлагаемость, имея в виду разложение ПАВ до диоксида углерода и воды. Согласно современным требованиям, первичная биоразлагаемость ПАВ должна составлять не менее 90 %, а полная – не менее 60 %. Чем больше уровень биоразложения ПАВ, тем оно безопаснее для окружающей среды.

Данные о биоразложении для конкретного ПАВ состоят из аэробных и анаэробных параметров биоразложения. Процесс аэробной биодеградации происходит в присутствии кислорода и имеет особое значение для изучения как первичной, так и окончательной биодеградации ПАВ. Анаэробная биодеградация (без кислорода) также должна быть принята во внимание, поскольку вещество способно к полному биоразложению, только если оно может разлагаться в анаэробных условиях, таких как биостанции очистных сооружений, емкости бытовых септиков и отложения рек (и.л.) [15]. В России по ГОСТ 50595–93 «Вещества поверхностно-активные. Метод определения биоразлагаемости в водной среде» ПАВ по степени биоразлагаемости разделяют на четыре класса: быстроразлагаемые – до 3 сут, умеренно разлагаемые – от 3 до 10 сут, медленно разлагаемые – от 11 до 25 сут, чрезвычайно медленно разлагаемые – более 25 сут (см. таблицу).

**Значения предельно допустимой концентрации (ПДК) и класс биоразлагаемости для основных промышленных классов поверхностно-активных веществ (ПАВ) в России**

ПАВ	ПДК в воде водоемов хозяйствственно-бытового пользования, мг/л	Биоразлагаемость по ГОСТ 50595–93	Экотоксичность
Неонолы	0,1–0,3	4 класс	Сильно токсичен
Синтанолы	0,1	1 класс	Умеренно токсичен
ОП-7 (10)	0,1–0,3	4 класс	Сильно токсичен

В работе [16] приводится диаграмма соотношения эффективности к экотоксичности различных промышленных ПАВ, применяемых в России (рис. 2). Отмечается,

что наиболее эффективные промышленные ПАВ, приведенные на данной диаграмме, являются при этом наиболее экотоксичными (неонол АФ9-12, соединение ОП-10, синтанол АЛМ-7). Данные ПАВ чаще других используются для очистки металлических поверхностей при капиллярном контроле авиа деталей.

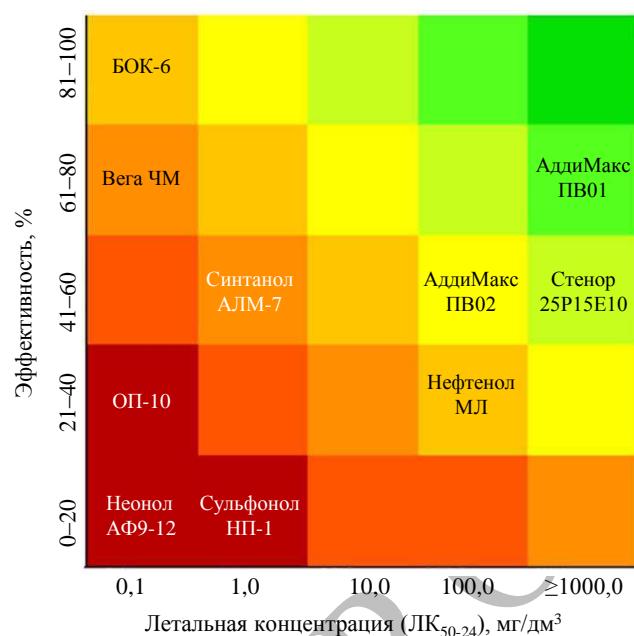


Рис. 2. Зависимость эффективности поверхностно-активных веществ от экотоксичности

В качестве основных ПАВ для создания очищающих растворов в промышленности России уже более 40 лет используются неонолы (оксиэтилированные алкилфенолы), а также синтанолы (оксиэтилированные жирные спирты). Однако по результатам многочисленных исследований установлено, что неонол представляет угрозу для пресноводных организмов (является экотоксичным), а также является крайне медленно биоразлагаемым, причем продукты разложения обладают большей опасностью по сравнению с исходным веществом. В связи с этим в Европейском союзе (Германия) с января 2005 г. от использования неонола в промышленности отказались в пользу более экологически безопасных ПАВ для очищающих жидкостей.

#### **Вредные факторы основных промышленных поверхностно-активных веществ, применяемых в России для очистки металлических поверхностей**

В работе [17] рассматривается вредное воздействие неонолов на окружающую среду и здоровье человека. Разложение неонола в окружающей среде приводит к появлению нонилфенола, который отсутствует в окружающей среде и является химическим веществом (ксенобиотиком), чужеродным для живых организмов. Поскольку нонилфенол является гидрофобным жирорастворимым веществом, то может адсорбироваться в осадочных породах, при этом его концентрация в осадочных породах намного больше, чем в воде, что отмечается при анализе; он также способен накапливаться в тканях водных организмов. Доказано негативное влияние нонилфенола на нейроимunoэндокринную систему, следствием чего является возникновение эстрогеноподобных эффектов, возникновение которых можно объяснить сходством структур нонилфенола и гормона эстрадиола, вследствие чего он обладает способностью имитировать эффекты природных биологически активных соединений и вызывать нарушение различных

функций живых организмов. Проводимые исследования показали, что нонилфенол обладает способностью вызывать эстрогенные эффекты у рыб (гермафродитизм). Проведенные в мире за последние 20 лет эксперименты показали, что иммунная система является мишенью для действия нонилфенола. Он может вызывать обострение аллергических и аутоиммунных заболеваний, выступать в качестве инициатора и промотора развития опухолевых процессов, вызывать нарушения моторных функций, а также оказывает нейротоксический эффект на нервную систему.

Другими широко используемыми в промышленности НПАВ являются синтанол ДС-10 (смесь первичных оксиэтилированных высших жирных спиртов фракций C<sub>10</sub>–C<sub>18</sub> с n = 10), а также оксиэтилированные алкилфенолы марок ОП-7 и ОП-10. В работе [18] приводятся данные, что синтанол ДС-10 не обладает канцерогенными свойствами, однако он способен усиливать канцерогенную активность других веществ при их воздействии на кожу. При эксперименте на гвинейских свинках обнаружили, что синтанол ДС-10, соединения ОП-7 и ОП-10 при повторном введении в организм формируют состояние повышенной чувствительности кожи. Под воздействием этих веществ у животных развивается контактный аллергический дерматит, образование папиллом кожи происходило более чем у 70 % мышей, причем у 25 % животных папилломы кожи превращались в злокачественные опухоли. Установлено также, что продукты трансформации соединений ОП-7 и ОП-10 влияют на функции организма (повышение уровня SH-групп, снижение иммунобиологической реактивности, изменения в соотношении белковых фракций, снижение уровня холестерина и p-липопротеидов). Синтетические ПАВ способны проникать через гистогематические барьеры и негативно влияют на репродуктивную функцию, иммунную систему, липидный обмен. Кроме того, ПАВ усиливают проникновение других вредных веществ в организм и способны имитировать и блокировать действие стероидных гормонов организма, нарушать синтез и блокировать функционирование гормональных рецепторов.

В работе [19] проводилось исследование экотоксичности с использованием люминесцентного биотеста Microtox и биоразлагаемости основных классов промышленных ПАВ – неонолов и оксиэтилированных жирных спиртов. Значения токсичности определяли как значения эффективной концентрации EC<sub>50</sub> и EC<sub>20</sub>. Определяли также не только токсичность ПАВ, но и продуктов биоразложения (метаболитов). Самым токсичным оказался оксиэтилированный жирный спирт марки FINDET 1214N/16 (радикал R: C<sub>12</sub>(70 %)–C<sub>14</sub>(30 %), n = 4). Наименее токсичным оказался оксиэтилированный нонилфенол (R: C<sub>9</sub>, n = 9,5), однако продукты его биоразложения оказались крайне токсичными. Для исследованных ПАВ также отмечалось, что токсичность продуктов разложения оксиэтилированных спиртов меньше, чем токсичность исходного оксиэтилированного жирного спирта. По итогам работы сделан вывод о более высокой экотоксичности ПАВ с длинными линейными углеводородными радикалами по сравнению с разветвленными.

В монографии [20] для пресноводных рыб и ракообразных приводится значение средней дозы вещества, вызывающей гибель половины особей испытуемой группы, LC<sub>50</sub> < 5 мг/л для большинства оксиэтилированных жирных спиртов с линейными алкильными радикалами, причем с увеличением степени оксиэтилирования токсичность снижается, а с увеличением длины алкильного радикала – увеличивается, однако увеличение степени оксиэтилирования снижает степень биоразлагаемости.

В работе [21] отмечено, что оксиэтилированные жирные спирты с линейным алкильным радикалом относятся к легко биоразлагаемым ПАВ с 80 %-ным первичным разложением за 28 дней и 40 %-ным для ПАВ с разветвленным алкильным радикалом. Однако оксиэтилированные алкилфенолы и жирные спирты относительно устойчивы к биоразложению в анаэробных условиях. Таким образом, они могут накапливаться в придонных отложениях (ил, почва).

### Алкилполигликозиды

Алкилполигликозиды (АПГ) – новый перспективный класс НПАВ, который предлагается в качестве замены оксиэтилированным алкилфенолам и жирным спиртам (рис. 3), их синтезируют из природного сырья – сахара (или крахмала) и жирных спиртов, полученных из растительного сырья.

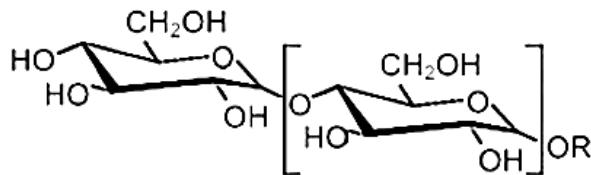


Рис. 3. Структурная формула алкилполигликозида

#### *Влияние алкилполигликозидов на окружающую среду (биоразлагаемость)*

В работе [22] приводятся данные о полной биоразлагаемости АПГ как в случае аэробного, так и анаэробного биоразложения. В работе [23] сравнивалась экотоксичность (на водорослях, ракообразных и рыbach) и биоразлагаемость АПГ и оксиэтилированных жирных спиртов. Алкилполигликозиды быстро биоразлагаются в аэробных условиях. По данным лабораторных исследований установлено, что происходит практически 100 %-ное удаление данных ПАВ из сточных вод при использовании станций биоочистки (при условии отсутствия высоких нагрузок). Тесты на анаэробное биоразложение показали, что линейные АПГ подвергаются минерализации (разложение на углекислый газ и воду) на 70 %. Отмечено, что разветвленные АПГ менее подвержены биоразложению. Оксигирированные жирные спирты лишь частично подвергаются минерализации анаэробными бактериями. Тесты на токсичность для водных организмов показали увеличение токсичности в следующем порядке: разветвленные АПГ (EC/LC<sub>50</sub> – более 500 мг/л) < линейные АПГ (EC/LC<sub>50</sub> – более 5 мг/л) < оксиэтилированные жирные спирты (EC/LC<sub>50</sub> – более 2 мг/л). Отмечено, что наиболее экотоксичным для водных организмов среди исследованных ПАВ в данной работе был оксиэтилированный жирный спирт.

В работе [24] для АПГ (R: C<sub>8</sub>–C<sub>14</sub>) приведены данные о его полной степени биодеградации в течение 28 дней испытаний с использованием теста в закрытом сосуде и теста на содержание растворенного органического углерода. Тест в закрытом сосуде на полную биоразлагаемость (до воды и углекислого газа) показал уровень минерализации 88 %, тогда как предел для легко биоразлагаемых ПАВ составляет 60 %.

Тест на содержание органического углерода показал уменьшение растворенного органического углерода на 90 % за 28 дней испытаний, что значительно превышает установленный уровень в 70 %, требуемый для отнесения ПАВ к полностью биоразлагаемым.

#### *Экотоксичность алкилполигликозидов*

В работе [25] исследована экотоксичность АПГ марок Glucopone 650 EC, Glucopone 600 CS и Glucopone 215 CS на ракообразных (большая дафния), бактериях (*Photobacterium phosphoreum*) и водорослях (*Raphidocelis subcapitata*). Отмечено, что экотоксичность АПГ значительно меньше токсичности оксиэтилированных алкилфенолов. В работе [26] отмечалось, что АПГ не влияет на эндокринную систему лабораторных мышей, отсутствует влияние на репродуктивную функцию при дозе 1000 мг на 1 кг тела в день и не обнаружены токсические отравления.

В работе [27] отмечено, что АПГ в отличие от других классов ПАВ не разрушают пространственную структуру белков и не нарушают их рабочие свойства в растворах.

Это одна из причин использования АПГ для солюбилизации биологических мембран без их разрушения.

В работе [28] обнаружено, что независимо от химической структуры АПГ экстремально высокая доза 5000 мг на 1 кг тела меньше значения  $LC_{50}$ , а доза в 1000 мг на 1 кг тела не приводит к накоплению АПГ в тканях (нет кумулятивного токсикологического эффекта). Алкилполигликозиды также не проявляли выраженной токсичности по отношению к таким породам лабораторных крыс, как спрэг-доули и вистар, при введении их в желудочно-кишечный тракт. По итогам исследования было предложено не включать АПГ в классификатор опасных химических соединений (и не маркировать со степенью опасности). Алкилполигликозиды также не вызывают острых токсических реакций при попадании на кожу, не обладают мутагенным эффектом (проведено исследование на штамме *Salmonella typhimurium*) и легко разлагаются в организмах млекопитающих, причем на всех стадиях биоразложения не было никаких токсичных интермедиатов (соединений).

### *Промышленное применение алкилполигликозидов*

В работе [29] рассмотрены поверхностное натяжение, эмульгирующая способность и стабильность получаемых нефтяных эмульсий для 8 различных ПАВ – нефтяной сульфокислоты, сульфонола,  $\alpha$ -олефин-сульфоната натрия, додецилбензолсульфоната натрия, АПГ, соединения ОП-10, лаурилбетамина (BS-12), лаурилэфир сульфата натрия. Обнаружено, что АПГ обладал наилучшими эмульгирующими свойствами, причем эти свойства не зависят от температуры и содержания хлорида натрия в моющем растворе, в то время как свойства других исследованных ПАВ в различной степени зависят от этих параметров. Увеличение нефтеотдачи при использовании АПГ при температуре 90 °С и солености 30 г/л может достигать 10,1 %, что в ~2 раза больше, чем у обычных ПАВ. Эти результаты показали, что АПГ являются эффективными ПАВ с высокой эмульгирующей способностью при добывче нефти в условиях высоких температур и солености.

В работе [30] изучено влияние различных классов ПАВ на электроочистку металлических поверхностей. Исследована моющая способность следующих ПАВ: анионных (линейных алкилбензолсульфонатов, двух полиоксиэтилированных лауриловых эфиров карбоновых кислот) и неионогенных (оксиэтилированного жирного спирта, АПГ, двух полиоксиэтилированных глицериновых эфиров). В качестве загрязнений использованы желатизированный раствор кукурузного крахмала, помещенный на металлическую поверхность (нержавеющая сталь марки AISI 410), который далее нагревался при температуре 60 °С в течение 12 ч, и раствор сывороточного белка, который подвергался денатурации на металлической поверхности из той же стали при температуре 121 °С в течение 1 ч. Все изученные ПАВ улучшили результаты моющей способности используемых растворов при электроочистке по отношению к раствору сравнения (без ПАВ). Однако лучшая моющая способность получена для раствора АПГ (Glucopon 650 EC) с концентрацией 1 г/л при температуре 60 °С.

### **Заключения**

Неонолы, синтанолы, соединения ОП-7 и ОП-10 оказывают негативное влияние на здоровье человека и окружающую среду – наиболее вредное воздействие оказывает неонол, который можно заменить неионогенными ПАВ – например, такими как алкилполигликозиды.

Алкилполигликозид подвергается практически полному аэробному и анаэробному биоразложению, разлагаясь на 90 %, и таким образом значительно превышен

уровень в 70 %, требуемый для полной биоразлагаемости. Оксигенированные алкил-фенолы и жирные спирты относительно устойчивы к биоразложению в анаэробных условиях, и они могут накапливаться в придонных отложениях (ил, почва).

Токсичность АПГ значительно меньше токсичности оксигенированных алкил-фенолов и жирных спиртов, АПГ не оказывают мутагенного эффекта и не вызывают аллергических реакций, легко разлагаются в организмах млекопитающих, причем на всех стадиях биоразложения не обнаружено никаких токсичных интермедиатов (соединений). Независимо от химической структуры АПГ не накапливаются в тканях – отсутствует кумулятивный токсикологический эффект, а также, в отличие от других классов ПАВ, не разрушают пространственную структуру белков и не нарушают их рабочие свойства в растворах.

Алкилполигликозиды обладают наилучшей моющей (эмulsionирующей) способностью среди наиболее часто используемых промышленных ПАВ. Данный класс ПАВ также наиболее эффективен при очистке металлических поверхностей (нержавеющей стали марки AISI 410) от различных загрязнений (типа нагара) и имеет наибольшие перспективы применения при очистке поверхности перед проведением капиллярного неразрушающего контроля.

#### Библиографический список

1. Головков А.Н., Куличкова С.И., Кудинов И.И., Скоробогатько Д.С. Анализ существующих контрольных образцов для проверки чувствительности дефектоскопических материалов при проведении капиллярного неразрушающего контроля (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-95-103.
2. Ночная Н.А., Никитин Я.Ю., Григоренко В.Б., Козлов И.А. Изменение свойств поверхности титанового сплава BT20 при химическом удалении эксплуатационных углеродсодержащих загрязнений // Труды ВИАМ. 2017. № 10 (58). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2021). DOI: 10/18577/2307-6046-2017-0-10-5-5.
3. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // Тез. докл. XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
4. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
5. Каблов Е.Н. Химия в авиационном материаловедении // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 3–4.
6. Кравченко Н.Г., Козлов И.А., Щекин В.К., Ефимова Е.А. Составы моющих композиций для промывки авиационного двигателя (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-105-113.
7. Лаптев А.Б., Барбелько С.Л., Николаев Е.В. Основные направления исследований сохраняемости свойств материалов под воздействием климатических и эксплуатационных факторов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 547–561. DOI: 10/18577/2017-9140-2017-0-S-547-561.
8. Ланге К.Р. Поверхностно-активные вещества: синтез, свойства, анализ, применение. М.: Профессия, 2007. 201 с.
9. Olkowska E., Ruman M., Polkowska Z. Occurrence of Surface Active Agents in the Environment // Journal of Analytical Methods in Chemistry. 2014. No. 2. P. 1–15. DOI: 10.1155/2014/769708.
10. Rebello S., Anoopkumar A., Sindhu R. et al. Comparative life-cycle analysis of synthetic detergents and biosurfactants – an overview // Refining biomass residues for sustainable energy and bioproducts technology, advances, life cycle assessment, and economics. Elsevier, 2020. P. 511–521. DOI: 10.1016/B978-0-12-818996-2.00023-5.

11. Giagnorio M., Amelio A., Grüttner H., Tiraferri A. Environmental impacts of detergents and benefits of their recovery in the laundering industry // Journal of Cleaner Production. 2007. Vol. 154. P. 593–601. DOI: 10.1016/j.jclepro.2017.04.012.
12. Волков В.А., Миташова Н.И., Агеев А.А. Определение показателей качества сточных вод, содержащих поверхностно-активные вещества // Известия Московского государственного технического университета МАМИ. 2014. Т. 3. № 1 (19). С. 68–76.
13. Агеев А.А. Адсорбция поверхностно-активных веществ. М.: МГУДТ, 2015. 180 с.
14. Zoller U., Ashash E., Ayali G., Shafir S. Nonionic detergents as tracers of ground water pollution caused by municipal sewage // Environmental International. 1990. Vol. 16. No. 3. P. 301–306. DOI: 10.1016/0160-4120(90)90125-P.
15. Berna J., Cassani G., López R. et al. Anaerobic Biodegradation of Surfactants – Scientific Review // Tenside Surfactants Detergents. 2007. Vol. 44. No. 6. P. 312–347. DOI: 10.3139/113.100351.
16. Куликова О.А. Экологические аспекты применения ПАВ для восстановления нарушенных арктических земель: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: Рос. гос. ун-т нефти и газа (нац. иссл. ун-т) им. И.М. Губкина, 2019. 17 с.
17. Бураковский А.И., Пивень Н.В., Лухверчик Л.Н. Нонилфенол как повреждающий фактор регуляторных систем организма // Труды Белорусского государственного университета. 2010. Т. 5. С. 243–246.
18. Волощенко О.И., Медяник И.А. Гигиена и токсикология бытовых химических веществ. Киев: Здоровье (Библиотека практикующего врача), 1983. С. 17.
19. Alameda E.J., Fernández-Serrano M. Acute toxicity and relationship between metabolites and eco-toxicity during the biodegradation process of non-ionic surfactants: fatty-alcoholethoxylates, nonylphenol polyethoxylate and alkylpolyglucosides // Water Science & Technology. 2009. Vol. 59. No. 12. P. 2351–2358. DOI: 10.2166/wst.2009.266.
20. Talmage S.S. Environmental and Human Safety of Major Surfactants – Alcohol Ethoxylates and Alkylphenol Ethoxylates. London: CRC Press, 1994. P. 212.
21. Scott J.M., Jones N.M. The biodegradation of surfactants in the environment // Biochimica et Biophysica Acta. 2000. Is. 1–2. P. 235–251. DOI: 10.1016/S0304-4157(00)00013-7.
22. Merrettig-Bruns U., Erich J. Anaerobic Biodegradation of Detergent Surfactants // Materials. 2009. No. 2. P. 181–206. DOI: 10.3390/ma2010181.
23. Steber J., Guhl W., Stelter N., Schröder F.-R. Alkyl Polyglycosides – Technology, Properties and Application. Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft GmbH, 1997. P. 177–190. DOI: 10.1002/9783527614691.ch11.
24. Jurado E., Fernandez-Serrano M., Nunez J. et al. Acute Toxicity of Alkylpolyglucosides to Vibrio fischeri, Daphnia magna and Microalgae: A Comparative Study // Bulletin of Environmental Contamination Toxicology. 2012. Vol. 88. No. 2. P. 290. DOI: 10.1007/s00128-011-0479-5.
25. Messingera H., Aulmann W., Kleber M., Koehl W. Investigations on the effects of alkyl polyglucosides on development and fertility // Food and Chemical Toxicology. 2007. Vol. 45. No. 8. P. 1375–1382. DOI: 10.1016/j.fct.2007.01.018.
26. Santonicola M.G., Lenhoff A.M., Kaler E.W. Binding of alkyl polyglucoside surfactants to bacteriorhodopsin and its relation to protein stability // Biophysical Journal. 2008. Vol. 94. No. 9. P. 3647–3658. DOI: 10.1529/biophysj.107.113258.
27. Aulmann W., Sterzel W. Toxicology of Alkyl Polyglycosides. Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft GmbH, 1997. DOI: 10.1002/9783527614691.ch9.
28. Li G., Chen L., Ruan Y. et al. Alkyl polyglycoside: a green and efficient surfactant for enhancing heavy oil recovery at high-temperature and high-salinity condition // Journal of Petroleum Exploration and Production Technology. 2019. Vol. 9. P. 2671–2680. DOI: 10.1007/s13202-019-0658-1.
29. Vicaria J.M., Herrera-Márquez O., Fernández-Casillas C. et al. Cleaning protocols using surfactants and electrocleaning to remove food deposits on stainless steel surfaces // Journal of Applied Electrochemistry. 2018. Vol. 48. P. 1363–1372. DOI: 10.1007/s10800-018-1209-z.
30. Ware A.M., Waghmare J.T. Alkylpolyglycoside: Carbohydrate Based Surfactant // Journal of Dispersion Science and Technology. 2007. Vol. 28. No. 3. P. 437–444. DOI: 10.1080/01932690601107807.

УДК 620.165.79

*Е.И. Орешко<sup>1</sup>, В.С. Ерасов<sup>1</sup>, Д.А. Уткин<sup>1</sup>, Я.В. Автаева<sup>1</sup>*

## **ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ВДАВЛИВАНИЯ (обзор)**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-107-124

*Рассмотрены основные методы определения твердости материалов. Представлены основные формулы расчета механических характеристик материалов по значениям твердости. Проведен анализ методов расчета диаграмм растяжения материалов по диаграммам вдавливания. Рассмотрены подходы к построению конечно-элементной модели индентирования материалов. Показана необходимость доработки существующих стандартов и развития расчетных методов с подробным описанием методик пересчета диаграмм индентирования в механические характеристики материалов.*

**Ключевые слова:** твердость, механические свойства, индентирование, напряжения, деформация, расчет, диаграмма деформирования.

E.I. Oreshko<sup>1</sup>, V.S. Erasov<sup>1</sup>, D.A. Utkin<sup>1</sup>, Ya.V. Avtayeva<sup>1</sup>

## **THE EQUIPMENT FOR DEFINITION OF PHYSICOMECHANICAL CHARACTERISTICS OF MATERIALS BY PRESS-IN METHOD (review)**

The article considers the main methods for determining the hardness of materials. The basic formulas for calculating the mechanical characteristics of materials by hardness values are presented. The analysis of methods for calculating tensile diagrams of materials by indentation diagrams is carried out. The paper considers the approaches to building a finite element model of material indentation. The need to improve existing standards and develop computational methods is shown with a detailed description of techniques for recalculating indentation diagrams into mechanical characteristics of materials.

**Keywords:** hardness, mechanical properties, indentation, stresses, deformation, calculation, stress-strain diagram.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

### **Введение**

В процессе разработки конструкционных материалов следует проводить оценку их физико-механических характеристик [1–8]. Характеристикой, которая определяет степень качества материалов в изделиях, является твердость [9–18].

Твердость – это свойство материала, которое характеризует сопротивление внедрению в него более твердого упругодеформирующегося индентора. Вдавливание – один из методов механических испытаний [19–29].

В промышленности широко применяются переносные твердомеры для оценки физико-механических характеристик материалов и изделий методом вдавливания. Такие испытательные системы могут применяться в полевых условиях на действующих объектах.

Области применения переносных твердомеров – входной контроль материалов, контроль качества сварных соединений, проведение экспертизы промышленной безопасности.

В основу принципа работы переносных твердомеров положен метод вдавливания индентора в объект контроля и определение его твердости, построение диаграммы внедрения и перестройка ее в диаграмму растяжения материала с расчетом его физико-механических характеристик. Глубина и диаметр отпечатка незначительны (например, в твердомерах компании Frontics глубина – до 150 мкм, диаметр – до 0,5 мм), что не нарушает целостности материала конструкции и не меняет его физические свойства.

Твердомеры для определения физико-механических характеристик материалов методом вдавливания используют сферический индентор, который позволяет изменять контактную деформацию в зависимости от глубины вдавливания, в отличие от набора пирамидальных инденторов с разными углами при вершине [30–32], использование каждого из которых дает только одну точку на расчетной диаграмме деформирования.

Производители оборудования для определения физико-механических характеристик материалов методом индентирования используют различные подходы для пересчета диаграмм вдавливания в диаграммы растяжения материалов. Среди них наиболее распространены следующие методы: ABI-метод (Automated Ball Indentation) [33–42], метод компании Frontics [43–50], метод Марковца [51–53] и нейросетевой метод [54–61].

В стандартах по расчету физико-механических характеристик по результатам вдавливания материала [62–64] предлагается использовать для моделирования метод конечных элементов, для реализации которого существуют специальные конечно-элементные программные комплексы – например, ANSYS [65–71], позволяющие проводить прочностные расчеты материалов с упругопластическим поведением при нагружении.

В данной работе рассмотрены некоторые из основных переносных твердомеров и методы, которые используют для пересчета диаграмм вдавливания в диаграммы растяжения материалов.

### Классификация методов испытаний на твердость

Испытания на вдавливание подразделяют на механические прямые стандартизованные и бездеформационные косвенные методы (рис. 1).

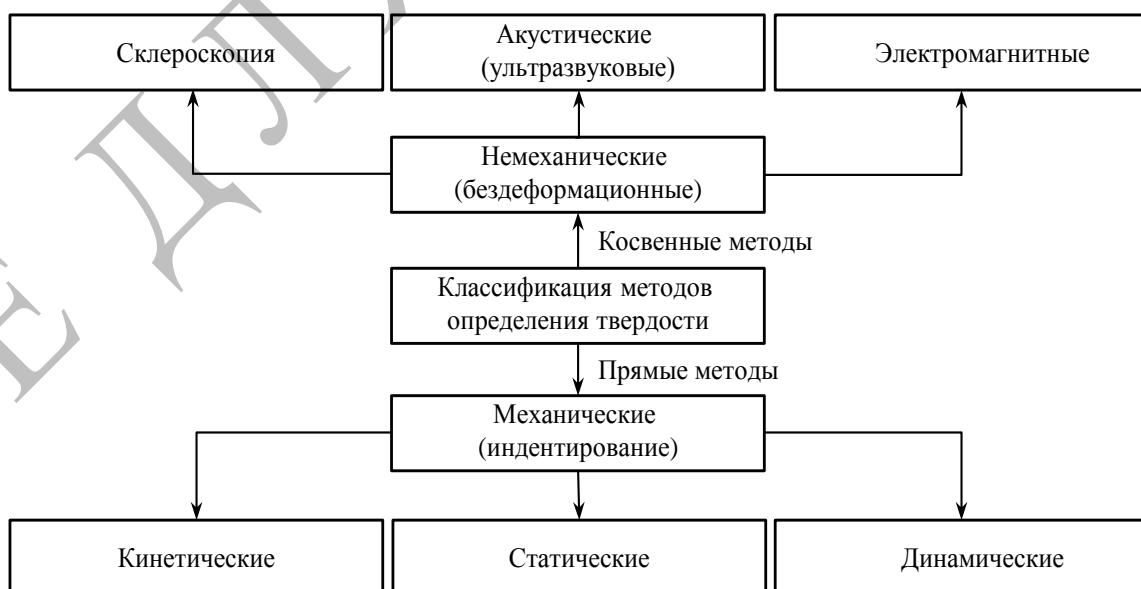


Рис. 1. Классификация методов испытаний на твердость

Существует большое количество методов испытаний материалов на твердость, которые можно разделить на две группы. В первой группе методы немеханического, т. е. бездеформационного, определения твердости основаны на физических явлениях ультразвука и электромагнетизма.

Твердость по Бринеллю (HB), Виккерсу (HV) и Роквеллу (HRC) можно измерять не только с помощью статического твердомера, но и используя немеханические методы – например, метод ультразвукового контактного импеданса (не регламентируется стандартами). Среди производителей приборов, реализующих метод акустического импеданса, можно отметить: ЦФМИ «МЕТ» (г. Москва), НПО «Интротест» (г. Екатеринбург), Namicon (Италия), Krautkramer (Германия) и др.

К немеханическим методам можно также условно отнести метод царапания (склерометрии).

Методы второй группы относятся к механическим (деформационным).

По временному фактору деформационные методы измерения твердости подразделяют на кинетические, динамические и статические.

Статическую твердость определяют после снятия нагрузки, поэтому влияние упругой деформации материала под воздействием индентора не учитывают.

Среди наиболее распространенных методов статической твердости можно отметить методы: Герца (Hr), Бринелля (HB), Виккерса (HV), Роквелла (HRA, HRB, HRC), Шора (HSA). Среди производителей приборов для реализации методов Бринелля (ГОСТ 9012–59), Виккерса (ГОСТ 2999–75, ISO 6507, ASTM E 92, DIN 50133), Роквелла (ГОСТ 9013–59, ISO 6508, DIN 50103/1, ASTM E 18) можно отметить следующие компании: «Точприбор» (г. Иваново), Zwick/Roell (Германия), Indentec (Великобритания), Wilson & Wolpert (США) и др. Переносные твердомеры, с помощью которых осуществляют измерение твердости по Бриннелю по ГОСТ 22761–77, производят отечественные компании «Точприбор» и МЭИ (г. Москва).

Методы определения твердости по Бринеллю, Виккерсу, Берковичу, согласно стандарту DIN 50359, названы универсальной твердостью (HU). Методы Виккерса и Берковича по международному стандарту ISO 14577-1:2003 названы твердостью по Мартенсу [32, 72]. Основные производители систем для реализации измерения универсальной твердости: ВНИИАЭС (Москва), Zwick/Roell (Германия), Stiefelmayer/Reicherter (Германия) и др.

В динамических методах измерения твердости оценивают расход кинетической энергии индентора и определяют твердость материала при ударе. Наиболее распространены следующие динамические методы измерения твердости: Польди (HP), Шора (HSD) и Лееба (HL). Производители твердомеров для измерения твердости по методу Польди (ГОСТ 18661–73) – «Точприбор» (Иваново), Волгоградский государственный технический университет и др. Для измерения твердости по методу Шора (ГОСТ 23273–78) используют оборудование, произведенное «Точприбор» (Иваново), Zwick (Германия) и др. Производители твердомеров для измерения твердости по методу Лееба (ASTM A956-02) – «МЕТ» (г. Москва), НПП «Технотест-М» (г. Москва), «ЭПСИ» (Калининград), НПО «Интротест» (Екатеринбург), Krautkramer (Германия), Proceq (Швейцария) и др.

Принято условное разделение методов индентирования по масштабному фактору: макроиндентирование (усилие – от 2 Н до 30 кН), микроиндентирование (усилие  $<2$  Н, где глубина индентирования  $h$  – более 20 нм), наноиндентирование (усилие – от 0,1 до 1960 мН,  $h$  – не более 20 нм), пикоиндентирование (глубина отпечатка не превышает нескольких нанометров, а разрешение – не более 1 нм).

## Оборудование для определения физико-механических характеристик материалов и изделий методом вдавливания

Наиболее известными производителями приборов для контроля изделий методом вдавливания являются компании ATC (Advanced Technology Corporation) и Frontics, испытательные системы которых реализуют метод частичной разгрузки с постепенно нарастающим усилием с рядом периодических неполных разгрузок (рис. 2).

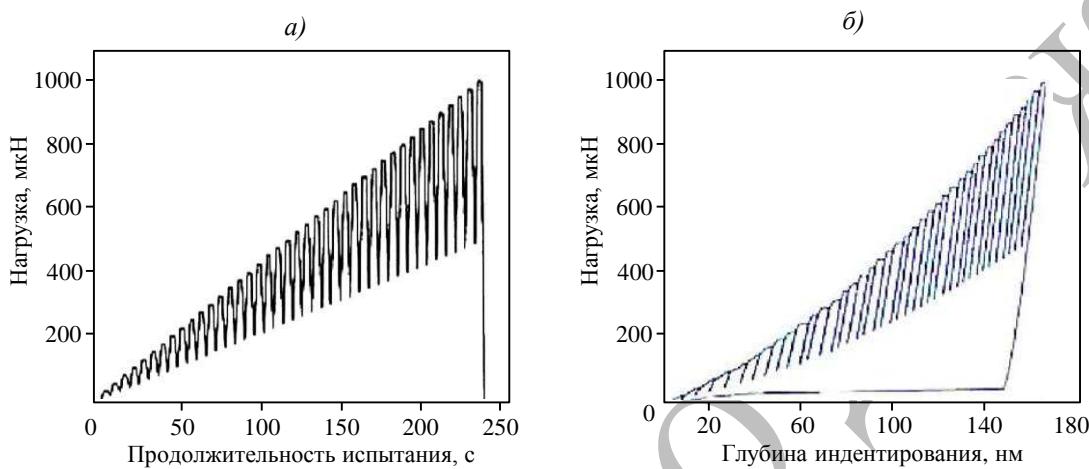


Рис. 2. Зависимость нагрузки от продолжительности испытания (а) и глубины индентирования с частичной разгрузкой (б) [73]

В 1980 г. президентом компании ATC Ф. Хэгэгом разработан ABI-метод, с 1991 г. применяющийся для работы приборов марки SSM-M1000, которые позволяют по результатам вдавливания оценивать физико-механические характеристики материалов и изделий. С 1999 г. применяется малогабаритная переносная система SSM-Mobile-XR для работы в полевых условиях [74]. Метод ABI за несколько десятилетий своего применения получил широкое распространение среди специалистов, проводящих контроль состояния материалов трубопроводов атомных электростанций (АЭС) [75–77].

Среди отечественных производителей испытательных систем, реализующих ABI-метод, можно отметить ВНИИАЭС (г. Москва) и НПФ «Экспресс-измерения» (г. Москва). Всероссийский научно-исследовательский институт по эксплуатации атомных электростанций (ВНИИАЭС) производит твердомер ТЕСТ-5У для контроля оборудования и трубопроводов АЭС [74]. В твердомере ТЕСТ-5У используются сферические инденторы при усилии вдавливания до 4 кН. Погрешность измерения твердости составляет 5 %, механических характеристик 10 %. Феноменологическая методика ВНИИАЭС с использованием численных конечно-элементных расчетов приведена в работе [32]. Научно-производственная фирма «Экспресс-измерения» производит ручные автоматические твердомеры марки ПИТМ-ДВ-02, которые позволяют оперативно контролировать изделия и определять их твердость и механические характеристики (пределы текучести и прочности, относительное удлинение, кривую упрочнения и др.).

В методике ВНИИАЭС с использованием процедуры численного моделирования (как и в рассмотренных ранее стандартах) содержатся общие требования к построению конечно-элементной модели для расчета индентирования материала. В работе [78] рассмотрены сложности, которые возникают при численном моделировании индентирования материала. На начальном этапе создания конечно-элементной модели необходимо подобрать пригодную для расчета сетку конечных элементов и правильно настроить контактное взаимодействие. Поскольку вдавливание характеризуется большой

нелинейностью, то это при стандартной сетке приводит к несходимости расчетов. В связи с этим разбиение на конечные элементы образца материала проводилось в программном комплексе PATRAN [79–81], который имеет удобные средства настройки сетки конечных элементов с возможностью удвоить размер элемента при переходе от зоны с мелкой сеткой к зоне с крупной сеткой без нарушения каких-либо ограничений геометрической формы элемента. Разбиение индентора проводилось в программном комплексе ANSYS с помощью стандартной опции свободного разбиения модели на конечные элементы [82–87].

Для хорошей сходимости расчета контактная зона моделировалась парой контактных элементов, один из которых используется для поверхности индентора, другой – для поверхности образца. Трудоемки также этапы верификации и валидации модели [78]. Таким образом, моделирование процесса индентирования и расчет диаграмм внедрения должны быть регламентированы, что отсутствует в существующих стандартах.

Для определения деформации в ABI-методе используется уравнение Тейбора для сферического вдавливания. С помощью программного обеспечения прибора численно (методом итераций) для каждого отдельного цикла решают систему уравнений

$$\delta = \begin{cases} 1,12 \text{ при } \Phi \leq 1 \\ 1,12 + t \ln \Phi \text{ при } 1 < \Phi \leq 27 \\ \delta_{\max} \text{ при } \Phi > 27, \end{cases} \quad (1)$$

$$\Phi = \varepsilon_p E_1 / 0,43\sigma, \quad (2)$$

где  $E_1$  – модуль упругости образца;  $\sigma$  – истинное напряжение;

$$\delta_{\max} = 2,87\alpha_m, \quad (3)$$

где  $\alpha_m$  – параметр чувствительности материала к скорости нагружения (для материалов, не чувствительных к скорости нагружения  $\alpha_m = 1$ );

$$\tau = \frac{\delta_{\max} - 1,12}{3,3}; \quad (4)$$

$$\varepsilon_p = \left( 0,5CD \frac{h_p^2 + \left( \frac{d_p}{2} \right)^2}{h_p^2 + \left( \frac{d_p}{2} \right)^2 - h_p D} \right)^{1/3}, \quad (5)$$

где  $h_p$  – глубина остаточного пластического отпечатка;  $d_p$  – диаметр остаточного пластического отпечатка;  $D$  – диаметр индентора;

$$C = 5,47 P_{\max} \left( \frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \right), \quad (6)$$

где  $P_{\max}$  – максимальная нагрузка;  $E_2$  – модуль упругости материала индентора.

Уравнение (5) вместе с множителем  $C$ , определенным по уравнению (6), выводится из уравнения Герца, связывающего нагрузку при упругой деформации двух тел, имеющих форму параболоида вращения или (в предельном случае) параболоида

вращения и упругого полупространства. Данное соотношение часто употребляют для описания взаимодействия тел сферической формы, так как параболоид вращения близи своего максимума является аппроксимацией сферы. При выводе соотношения (5) используют подход, представленный в работе [88], где из-за обратимости упругой деформации при разгрузке рассмотрен контакт с пластически деформированной поверхностью при внедрении индентирующего тела радиусом  $r_1$  в полость с радиусом  $r_2$ . После разгрузки геометрическая форма поверхности имеет вид, представленный на рис. 3.

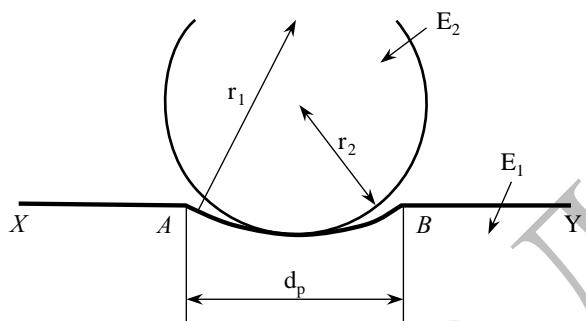


Рис. 3. Индентирующее тело и профиль поверхности после разгрузки [89]

Исходя из предположения, что коэффициенты Пуассона для обоих тел равны 0,3, из модели Герца следует, что в момент максимальной нагрузки диаметр остаточного пластического отпечатка можно вычислить по формуле

$$d_p = 2,22 \left( \frac{F}{2} \frac{r_1 r_2}{r_1 - r_2} \left( \frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \right) \right)^{1/3}, \quad (7)$$

где  $F$  – усилие вдавливания.

Данное соотношение предполагает, что размеры контактного диаметра в момент максимальной нагрузки и диаметра остаточного отпечатка совпадают, т. е. при нагрузке на индентор в уже существующий отпечаток до предыдущего значения максимальной силы данный диаметр не меняется, что принято считать верным с точностью до нескольких процентов. Важным замечанием является то, что соотношение (7) остается в достаточной степени верным в случае наличия «навалов» (рис. 4, в).

Переход от уравнения (7) к уравнению (5) связан с геометрическим пересчетом радиуса  $r_1$  через хорду диаметра  $d_p$  и высоту сегмента  $h_p$ . Игнорирование наличия «навалов» (pile-up) и «провалов» (sink-in), что в некоторой степени аналогично подходу Оливера–Фара для инструментального индентирования [90–92], происходит в момент расчета глубины  $h_p$ . Как следует из данных рис. 4, а и б, величину глубины  $h_p$  отсчитывают от уровня начальной поверхности, в то время как при наличии «навалов» уровень поверхности вокруг индентора немного поднимается и в действительности контактный диаметр  $d$  несколько больше диаметра  $d_p$  в случае «навалов» или же меньше  $d_p$  в случае «провалов» (рис. 4, в).

Таким образом, метод ABI, выраженный с помощью уравнений (1)–(7), не учитывает «навалов», однако дает систему аналитических зависимостей, позволяющих получить важный эмпирический результат.

Данный метод позволяет рассчитывать также предел прочности, твердость по Бринеллю и коэффициент концентрации напряжений.

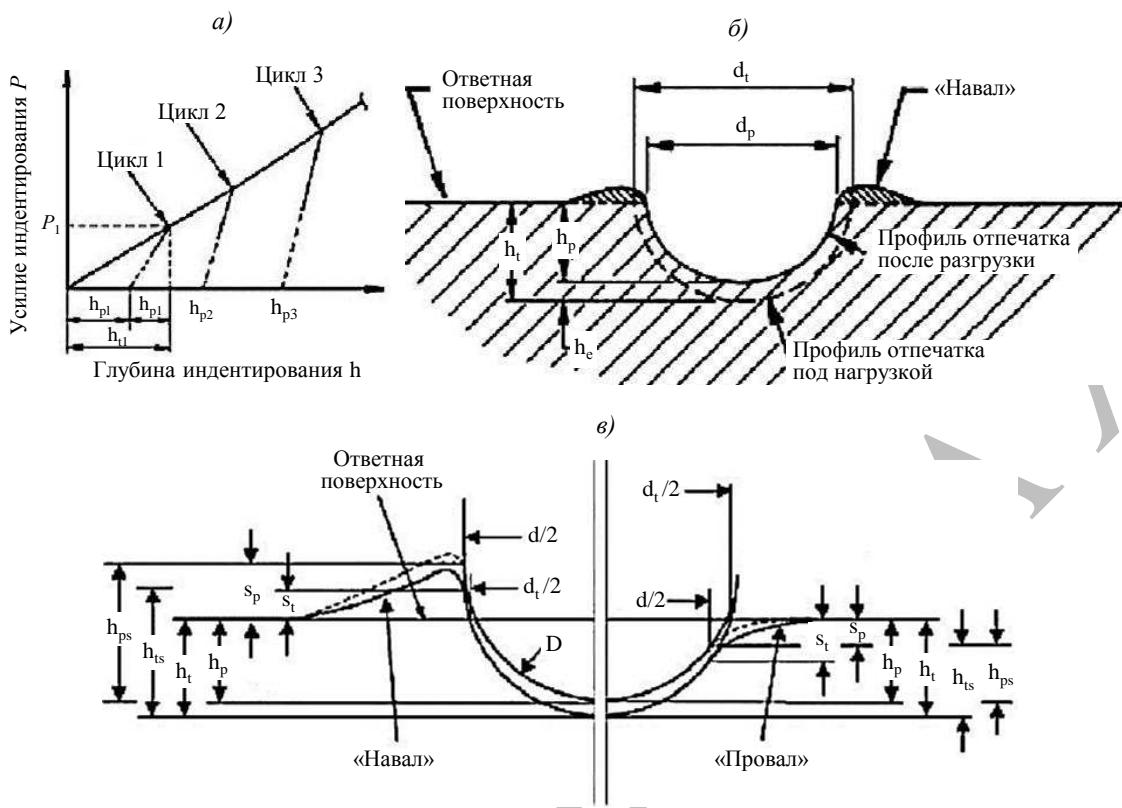


Рис. 4. Обозначения, используемые в методе ABI: а – диаграмма «нагружение–деформация»; б – обозначение базовых величин согласно работе [93]; в – схема, объясняющая различие контактных диаметров при наличии «навалов» или «провалов» [94]

С помощью ABI-теста предложено также определять критический коэффициент концентрации напряжений  $K_{Ic}$  и порог хладноломкости (для вязких материалов). Однако признано, что это только эмпирическое наблюдение для некоторого класса материалов и никакого теоретического обоснования для такого утверждения не существует [95]. В формуле (8)  $l_0$  – это критическое расстояние перед вершиной трещины, на котором деформация должна превышать  $\epsilon_i$ , т. е. величину максимальной равномерной деформации. Величина  $l_0$  зависит от структурных параметров материала и может быть определена по фрактограммам как величина, кратная расстоянию между ямками излома (в некоторых случаях она кратна размеру зерна или расстоянию между частицами дисперсной фазы):

$$K_{Ic} = C' (\epsilon_i l_0 E \sigma_y)^{0.5}, \quad (8)$$

где  $C'$  – константа;  $E$  – модуль упругости;  $\sigma_y$  – упругое напряжение.

В ABI-методе также предложен параметр IEF (Indentation Energy to Fracture), представляющий собой удельную (на единицу контактной области) энергию вдавливания до достижения индентором глубины  $h_f$ , при которой максимальные напряжения под ним достигают величины напряжения скола для данного материала  $\sigma_f$ :

$$IEF = \int_0^{h_f} P(h) dh, \quad (9)$$

где  $P$  – усилие;  $h$  – глубина вдавливания.

Основываясь на допущении, что степень концентрации напряжений под индентором близка к степени концентрации напряжений в вершине трещины, и принимая во внимание, что для пластических материалов сжимающие и растягивающие напряжения до некоторой степени эквивалентны, выдвинута гипотеза, что параметр IEF коррелирует с энергией разрушения. В формуле (10) этот параметр равен температурно-зависящей части энергии разрушения:

$$IEF = W_T. \quad (10)$$

В работе [96] представленные экспериментальные данные свидетельствуют, что расхождение между величинами  $K_{Ic}$ , определенными через параметр IEF и с помощью стандартного испытания надрезанных образцов, составило ~40 %:

$$W_T = \frac{K_{Ic}^2}{2E}. \quad (11)$$

Специалисты Братского государственного университета в работе [97] утверждают, что метод ABI неточно определяет величину деформации, так как в нем игнорируются эффекты «навала» и «провала», которые влияют на форму диаграммы вдавливания.

В статье [97] на основе выражения Булычева получено уравнение для определения деформации без учета индекса Мэйера, что облегчает расчет диаграммы деформирования сферическим индентором и позволяет учитывать эффекты выдавливания и вдавливания материала, что делает этот метод точнее ABI-метода.

В работе [95] отмечено, что ABI-метод не имеет глубокого теоретического обоснования, а основан только на большом числе эмпирических наблюдений и требует специальной калибровки. В работе [98] отмечено, что ABI-метод невозможно использовать для определения предела текучести стальных труб, несмотря на это существует достаточно много исследований, где этот метод ошибочно используют для таких целей. Метод ABI недопустимо также сравнивать с методом инструментального индентирования корейской компании Frontics, твердомеры которой определяют различные физико-механические характеристики материалов методом вдавливания. В методе ABI применяются другие подходы к построению диаграмм растяжения – используется сферический индентор большего диаметра, меньшая глубина вдавливания, а также другая методика расчета механических характеристик.

В 2000 г. на базе корейской Государственной лаборатории материалов и прочности Сеульского национального университета основана компания Frontics [99], которая выпускает приборы четырех модификаций AIS2100, AIS3000, AIS3000 Compact и AIS3000HD, что позволяет измерять диаграмму «напряжение–деформация» с нагрузкой от 20 до 3000 Н [99].

Компания Frontics производит переносные твердомеры для определения физико-механических характеристик методом сферического индентирования с частичной разгрузкой [99], который учитывает эластическую деформацию материала и эффект «навала» при вдавливании.

В работе [44] предложена аналитическая формула, позволяющая учитывать «навалы» ( $h_{max}/R$ ) и «провалы» (определяются через отношение  $\sigma_y/E$ ) при вдавливании.

Определение физико-механических характеристик по методу компании Frontics можно разделить на четыре этапа.

На первом этапе определяют площадь контакта  $A_c$  индентора с учетом глубины контакта  $h_c$ :

$$A_c = f(h_c), \quad (12)$$

$$A_c = \pi(2Rh_c - h_c^2), \quad (13)$$

где  $R$  – радиус индентора.

Величина «навалов» ( $h'_{ps}$ ) определяется по формуле

$$\frac{h'_{ps}}{h'_c} = f\left(n_{IT}, \frac{h_{max}}{R}\right), \quad (14)$$

где  $h_{max}$  – максимальная глубина индентирования при  $F_{max}$ ;  $n_{IT}$  – показатель деформационного упрочнения материала при инструментальном индентировании;

$$\frac{h'_{ps}}{h'_c} = 0,131\left(1 - 3,423n + 0,079n^2\right)\left(1 + 6,258\frac{h_{max}}{R} - 8,072C^2\left(\frac{h_{max}}{R}\right)^2\right), \quad (15)$$

$$h_c = h'_c + h'^2_{ps} = h_{max} - h_d + h'_{ps}, \quad (16)$$

$$h_d = \omega h_{max} - h_r = 0,75\frac{F_{max}}{S}, \quad (17)$$

где  $h_r$  – точка пересечения оси перемещений с касательной, проведенной к кривой разгрузки;  $F_{max}$  – наибольшее усилие индентирования;  $\omega$  – коэффициент, который зависит от геометрической формы индентора (для сферы равен 0,75);  $C^2$  – степень пластического «навала»;  $S$  – контактная жесткость.

Формула (15) представлена в патенте компании Frontics [100].

Степень пластического «навала» выражается через константу  $C$ :

$$C^2 = \frac{a^2}{a'^2} = \frac{5(2-n)}{2(4+n)}, \quad (18)$$

где  $n$  – показатель деформационного упрочнения материала;  $a$  – фактический контактный радиус;  $a'$  – контактный радиус без «навала».

Контактный радиус определяют по формуле

$$a^2 = \frac{5(2-n)}{2(4+n)} \cdot (2Rh'_c - h_c). \quad (19)$$

На втором этапе метода компании Frontics определяют истинное напряжение:

$$\sigma_T = \frac{1}{\psi} \frac{F_{max}}{A_c}, \quad (20)$$

где  $\psi$  – предел plasticности (коэффициент относительного давления).

Истинную деформацию определяют по формуле

$$\varepsilon_T = \frac{\alpha}{\sqrt{1-(a/R)^2}} \cdot \frac{a}{R}, \quad (21)$$

где  $\alpha$  – коэффициент пропорциональности истинной деформации;  $a$  – контактный радиус.

Для металлов  $\alpha = 0,14$  и  $\psi = 3,0$ .

На третьем этапе рассчитывают истинную диаграмму «напряжение–деформация» для:

– материалов со степенным упрочнением (уравнение Холломона)

$$\sigma_T = K \varepsilon_T^n, \quad (22)$$

где  $n$  – показатель деформационного упрочнения материала;  $K$  – коэффициент деформационного упрочнения;

– материалов с линейным упрочнением

$$\sigma_T = a + b \varepsilon_T, \quad (23)$$

где  $a$  и  $b$  – константы.

Значения  $n$  и  $K$  рассчитывают итерационным методом.

На четвертом этапе определяют модуль упругости.

Кривую разгрузки описывают уравнением вида

$$F = k(h - h_f)^m. \quad (24)$$

где  $m$  и  $k$  – константы.

Контактную жесткость определяют по формуле

$$S = \left( \frac{dF}{dh} \right)_{h=h_{max}} = km(h_{max} - h_f)^{m-1} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_r \sqrt{A_c}; \quad (25)$$

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-v^2}{E} + \frac{1-v_i^2}{E_i}, \quad (26)$$

где  $E_r$  – приведенный модуль упругости;  $E_i$  – модуль упругости головки индентора;  $v, v_i$  – коэффициент Пуассона материала и индентора;

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} S \frac{1}{\sqrt{A_c}}. \quad (27)$$

$$K \varepsilon_y^{n_{IT}} = E_{IT} (\varepsilon_y - 0,002), \quad (28)$$

где  $K$  – коэффициент деформационного упрочнения;  $\varepsilon_y$  – упругая деформация;  $E_{IT}$  – модуль упругости при вдавливании;

$$\sigma = K (\varepsilon_y + b)^n; \quad (29)$$

$$\varepsilon_i = c' \cdot n_{IT}, \quad (30)$$

где  $\varepsilon_i$  – истинная деформация;  $c'$  – постоянная корреляции;  $n_{IT}$  – показатель деформационного упрочнения материала при инструментальном индентировании.

По информации разработчика погрешность метода при определении прочности – менее 10 %, при определении ударной вязкости – менее 15 %, при определении остаточных напряжений – менее 30 МПа [99].

Измерение остаточных напряжений твердомерами компании Frontics проводят при сравнении глубины вдавливания индентора в объект контроля с глубиной вдавливания индентора в исходный материал, в котором отсутствуют остаточные напряжения. Если в образце действуют растягивающие остаточные напряжения, то глубина индентирования будет больше, чем при аналогичном испытании исходного материала. Если в образце действуют сжимающие остаточные напряжения, то глубина индентирования будет меньше, чем при аналогичном испытании исходного материала.

Подходы, представленные компанией Frontics по определению физико-механических характеристик и остаточных напряжений, описаны в стандарте [64].

Метод корреляции диаграммы растяжения по результатам вдавливания развивался на основе работы Д. Табора, проведенной в 1940 г., которая была опубликована в 1951 г. В 1960 г. метод теоретически обосновал Ф. Маклинток, а в 1980 г. численно описал Ф. Хэгэг. Исследователи компании Frontics, по мнению Ф. Хэгэга, в 2003 г. ошибочно описали метод сферического вдавливания, так как деформацию материала определяли при внедрении сферы на полный радиус, вместо положенного 30 %-ного внедрения, как в методе компании ABI. Такой подход, по утверждению профессора Ф. Хэгэга, не имеет физического смысла и дает 30 %-ную ошибку [98].

Физико-механические характеристики материалов определяют с помощью твердомеров при статическом инструментальном индентировании (наравне с автоматическим индентированием шара при частичной разгрузке).

В России распространены переносные твердомеры, которые позволяют контролировать физико-механические характеристики методом Марковца (приборы МЭИ-Т5 и МЭИ-Т7) [101]. Инденторы таких твердомеров имеют сферическую форму и в зависимости от глубины вдавливания позволяют измерить различную контактную деформацию  $\psi$ . Это дает возможность получить диаграмму вдавливания одним индентором в координатах «контактное напряжение–контактная деформация». На рис. 5 представлена диаграмма вдавливания, полученная твердомером МЭИ в координатах «напряжение НВ–деформация  $\psi^{vd}$ », и аналогичная ей диаграмма растяжения в координатах «напряжение  $\sigma$ –деформация  $\psi^{pac}$ » для стали 20 в области пластической деформации.

Статическое сферическое вдавливание используется в твердомерах немецкой фирмы Mubatec, которые для расчета физико-механических характеристик используют нейронные сети. По нейросетевой и феноменологической методикам кривые индентирования переводят в диаграммы растяжения материала [32].

По стандарту [62] нейросетевая методика требует использования большого количества диаграмм вдавливания (не менее 200), полученных с помощью твердомеров МКЭ. Испытание на растяжение следует проводить при «мягком» или «жестком» нагружении [102–106]. Регистрируют перемещение индентора и соответствующее ему усилие. После получения в ходе эксперимента диаграммы растяжения материала

генерируют с отклонением в 10 % расчетные диаграммы деформирования, у которых отличается одна или несколько физических и механических характеристик. Для каждой из таких диаграмм задают условия для конечно-элементного расчета, с помощью которого можно построить диаграммы вдавливания. Таким образом получают соответствующие друг другу диаграммы растяжения и вдавливания.

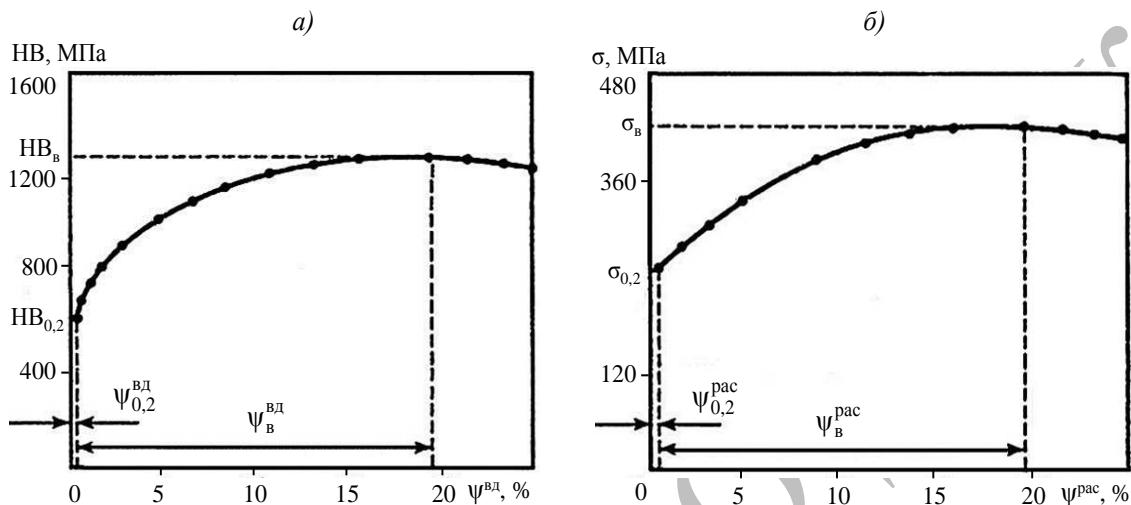


Рис. 5. Диаграмма вдавливания (а), полученная на твердомере МЭИ, и соответствующая ей диаграмма растяжения (б) для стали 20 в области пластической деформации [101]

Трудоемкий процесс конечно-элементных расчетов в работе [66] предлагается заменить аналитической методикой пересчета кривой индентирования в кривую растяжения или в обратном порядке (пересчет кривой растяжения в кривую вдавливания) для дальнейшего применения этих расчетов для обучения нейронной сети. Эти пары диаграмм «растяжение–вдавливание» могут использоваться в нейронной сети, способной для каждой экспериментальной диаграммы индентирования материала построить подходящую диаграмму растяжения и определить ее физико-механические свойства.

### Заключения

Наибольшее распространение при определении механических характеристик материалов методом индентирования получили методы вдавливания шара, которые позволяют определять степень деформации исследуемого материала по мере углубления индентора.

Американская компания ATC и корейская компания Frontics являются лидерами среди производителей систем инструментального индентирования для расчета физико-механических характеристик материалов, которые используют метод частичной разгрузки.

Отечественные разработчики ручных твердомеров (разрабатывает университет МЭИ), которые осуществляют единичное вдавливание сферического индентора без промежуточных разгрузок и для расчета физико-механических характеристик, реализуют методику Марковца.

Следует отметить твердомеры немецкой фирмы Mubatec, которые также осуществляют статическое сферическое вдавливание, но диаграммы единичного индентирования перестраивают в диаграммы растяжения материала по феноменологической и нейросетевой методикам.

**Библиографический список**

1. Каблов Е.Н. ВИАМ: Материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. Бузник В.М., Каблов Е.Н., Кошурина А.А. Материалы для сложных технических устройств арктического применения // Научно-технические проблемы освоения Арктики. М.: Наука, 2015. С. 275–285.
4. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представления результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
5. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение: учебник для вузов. Изд. 7-е. СПб.: Химиздат, 2020. 784 с.
6. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Оценка качества материалов при испытаниях на ползучесть // Электрометаллургия. 2020. № 9. С. 30–39.
7. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 08. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.06.2021). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-80-94.
8. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Кратковременная ползучесть при мягком и жестком нагружении // Материаловедение. 2019. № 6. С. 11–17.
9. Марковец М.П., Матюнин В.М., Шабанов В.М. Переносные приборы для измерения твердости и механических свойств // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1989. Т. 55. № 12. С. 73–76.
10. Орешко Е.И., Уткин Д.А., Ерасов В.С., Ляхов А.А. Методы измерения твердости материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 10. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-101-117.
11. Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.Б. Методы измерения твердости: справ. изд. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Интермет Инжиниринг, 2005. 150 с.
12. Хасанов О.Л., Струц В.К., Соколов В.М. и др. Методы измерения микротвердости и трещиностойкости наноструктурных керамик: учеб. пособие. Томск: Томск. политехн. ун-т, 2011. 101 с.
13. Тылевич И.Н., Гликман Л.А. О влиянии остаточных напряжений на твердость металла // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1968. № 10. С. 1239–1242.
14. Бакиров М.Б., Потапов В.В. Феноменологическая методика определения механических свойств корпусных сталей ВВЭР по диаграмме вдавливания шарового индентора // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2000. Т. 66. № 12. С. 35–44.
15. Бакиров М.Б. Математическое моделирование процесса вдавливания сферы в упругопластическое полупространство // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2001. № 1. С. 37–47.
16. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение, 2007. 496 с.
15. Булычев С.И., Алексин В.П., Шоршоров М.Х. и др. Определение модуля Юнга по диаграмме вдавливания индентора // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1975. Т. 41. № 9. С. 1137–1141.
17. Новиков Н.В., Дуб С.Н., Булычев С.И. Методы микроиспытаний на трещиностойкость // Заводская лаборатория. 1988. Т. 54. № 7. С. 60–67.
18. Терновский А.П., Алексин В.П., Шоршоров М.Х. и др. О микромеханических испытаниях материалов путем вдавливания // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1973. № 10. С. 1242–1246.
19. Булычев С.И., Алексин В.П. Метод кинетической твердости и микротвердости в испытании вдавливанием индентора // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1987. № 53. С. 76–80.

20. Ammar H.R., Haggag F.M., Alaboodi A.S., Al-Mufadi F.A. Nondestructive measurements of flow properties of nanocrystalline Al–Cu–Ti alloy using automated ball indentation (ABI) technique // Materials Science and Engineering A. 2018. Vol. 729. No. 27. P. 477–486.
21. Zhang T., Wang S., Wang W. Method to determine the optimal constitutive model from spherical indentation tests // Results in Physics. 2018. No. 8. P. 716–727.
22. Lee H., Vimonsatit V., Chindaprasirt P. et al. Creep properties of cement and alkali activated fly ash materials using nanoindentation technique // Construction Building Materials. 2018. Vol. 168. P. 547–555.
23. Daphalapurkar N.P., Wang F., Fu B. et al. Determination of mechanical properties of sand grains by nanoindentation // Experimental Mechanics. 2011. Vol. 51. No. 5. P. 719–728.
24. Bruns S., Johanns K.E., Rehman H.U. et al. Constitutive modeling of indentation cracking in fused silica // Journal of the American Ceramic Society. 2017. Vol. 100. No. 5. P. 1928–1940.
25. Wang F., Fu B., Mirshams R.A., Cooper W. et al. Mechanical properties measurement of sand grains by nanoindentation // Time Dependent Constitutive Behavior and Fracture/Failure Processes. New York: Springer, 2011. Vol. 3. P. 121–130.
26. Dutta A.K., Penumadu D. Hardness and modulus of individual sand particles using nanoindentation // Advances in Measurement and Modeling of Soil Behavior: Conference. Geo-Denver, 2007. P. 1–10. DOI: 10.1061/40917(236)34.
27. Орешко Е.И., Яковлев Н.О., Уткин Д.А., Ерасов В.С. Оценка повреждаемости алюминиевого сплава B95T2 методом инструментального индентирования // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2021. № 4. С. 43–48.
28. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Уткин Д.А., Яковлев Н.О. Определение сдвиговой прочности полимерных композиционных материалов при индентировании // Механика композиционных материалов и конструкций. 2021. Т. 27. № 1. С. 73–88.
29. Гуляев А.И., Ерасов В.С., Орешко Е.И., Уткин Д.А. Анализ разрушения углепластика при выталкивании мультифиламентного цилиндра // Клей. Герметики. Технологии. 2021. № 1. С. 28–35.
30. Мильман Ю.В., Галанов Б.А., Чугунова С.И., Гончарова И.В. Определение механических свойств малопластичных материалов методом индентирования // Polish Ceramic Bulletin. 1996. Is. 50. No. 12. P. 95–102.
31. Гончарова И.В. Определение методом индентирования физико-механических свойств материалов: дис. .... канд. физ.-мат. наук. Киев, 2017. 171 с.
32. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 10. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.06.2021). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-1-104-118.
33. Haggag F.M. Small specimen test techniques applied to nuclear reactor vessel thermal annealing and plant life extension: ASTM STP 1204 // American Society for Testing and Materials. 1993. P. 27–44.
34. Haggag F.M., Nastad R.K. Innovative approaches to irradiation damage, and fracture analysis // The American Society of Mechanical Engineers. 1989. P. 179–181.
35. Nagarajua S., GaneshKumarb J., Vasantharajab P. et al. Evaluation of strength property variations across 9Cr-1Mo steel weld joints using automated ball indentation (ABI) technique // Materials Science & Engineering. 2017. Vol. 695. P. 199–210.
36. Murthy K.L., Mathew M.D. Nondestructive monitoring of structural materials using automated ball indentation (ABI) technique // Nuclear Engineering and Design. 2004. Vol. 228. P. 81–96.
37. Chen H., Cai L., Bao C. Equivalent-energy indentation method to predict the tensile properties of light alloys // Materials and Design. 2019. Vol. 162. P. 322–330.
38. Ammar H.R., Haggag F.M., Alaboodi A.S. et al. Nondestructive measurements of flow properties of nanocrystalline Al–Cu–Ti alloy using Automated Ball Indentation (ABI) technique // Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 729. No. 27. P. 477–486.

39. Wang F., Zhao J., Zhu N. et al. A comparative study on Johnson–Cook constitutive modeling for Ti–6Al–4V alloy using automated ball indentation (ABI) technique // Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 633. P. 220–228.
40. Murty K.L., Haggag F.M. Characterization of strain-rate sensitivity of Sn–5 % Sb solder using ABI testing // The Minerals, Metals & Materials Society. 1996. Vol. 1. P. 37–44.
41. Khandelwal H.K., Sharma K., Chhibber R. Mechanical Property Estimation of Similar Weld using Ball Indentation Technique // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. 2012. No. 11. P. 1095–1100.
42. Haggag F.M., Nanstad R.K., Braski D.N. Structural integrity evaluation based on an innovative field indentation microprobe // American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division (Publication) PVP. New York, 1989. Vol. 170. P. 101–107.
43. Ahn J.H. Derivation of plastic stress-strain relationship from ball indentations examination of strain definition and pileup effect // Journal of Materials Research. 2001. Vol. 16. No. 11. P. 3170–3178.
44. Kim S.H., Lee B.W., Choi Y., Kwon D. Quantitative determination of contact depth during spherical indentation of metallic materials – A FEM study // Materials Science and Engineering A. 2006. Vol. 415. No. 1–2. P. 59–65.
45. Jang J., Choi Y., Lee Y., Kwon D. Instrumented microindentation studies on long-term aged materials: work-hardening exponent and yield ratio as new degradation indicators // Materials Science and Engineering A. 2005. No. 395. P. 295–300.
46. Lee K., Kim K., Kim J. et al. Safety assessment based on mapping of degraded mechanical properties of materials for power plant pipeline using instrumented indentation technique // Journal of Loss Prevention in the Process Industries. 2009. No. 22. P. 868–872.
47. Jeon E.C., Baik M.K., Kim S.H. et al. Determining representative stress and representative strain in deriving indentation flow curves based on finite element analysis // Key Engineering Materials. 2005. No. 297. P. 2152–2157.
48. Kim J.-Y., Lee K.-W., Lee J.-S., Kwon D. Determination of tensile properties by instrumented indentation technique: representative stress and strain approach // Surface and Coating Technology. 2006. No. 201. P. 4278–4283.
49. Lee J.-S., Jang J.-I., Lee B.-W. et al. An instrumented indentation technique for estimating fracture toughness of ductile materials: a critical indentation energy model based on continuum damage mechanics // Acta Materialia. 2006. No. 54. P. 1101–1109.
50. Jang J., Son D., Lee Y. et al. Assessing welding residual stress in A335 P12 steel welds before and after stress-relaxation annealing through instrumented indentation technique // Scripta Materialia. 2003. No. 48. P. 743–748.
51. ГОСТ 22762–77. Метод измерения твердости на пределе текучести вдавливанием шара. М.: Изд-во стандартов, 1978. 12 с.
52. Марковец М.П. Определение механических свойств материалов по твердости. М.: Машиностроение, 1979. 191 с.
53. Марковец М.П. Исследования в области изменения твердости // Труды метрологических институтов СССР. 1967. Вып. 91 (151). С. 58.
54. Mahmoudia A.H., Nourbakhsha S.H. A Neural Networks approach to characterize material properties using the spherical indentation test // Procedia Engineering. 2011. No. 10. P. 3062–3067.
55. Tyulyukovskiy E., Huber N. Neural networks for tip correction of spherical indentation curves from bulk metals and thin metal films // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2007. No. 55. P. 391–418.
56. Lee H., Huen W., Vimonsatit V., Mendis P. An investigation of nanomechanical properties of materials using nanoindentation and Artificial Neural Network // Scientific reports. 2019. No. 9. P. 1–8.
57. Koocheki K. Artificial neural network and finite element modeling of nanoindentation tests on silica // Civil Engineering Theses, Dissertations, and Student Research. 2018. No. 7. P. 124.

58. Haj-Ali R., Kim H.K., Koh S.W. et al. Nonlinear constitutive models from nanoindentation tests using artificial neural networks // International Journal of Plasticity. 2008. Vol. 24. No. 3. P. 371–396.
59. Chamekh A., Salah H.B., Hambli R. Inverse technique identification of material parameters using finite element and neural network computation // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2009. Vol. 44. No. 1. P. 173.
60. Tho K.K., Swaddiwudhipong S., Liu Z.S., Hua J. Artificial neural network model for material characterization by indentation // Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2004. Vol. 12. No. 5. P. 1055.
61. Tyulyukovskiy E., Huber N. Identification of viscoplastic material parameters from spherical indentation data. Part I: Neural Networks // Journal of Materials Research. 2006. Vol. 21. P. 664.
62. ГОСТ 56232–2014. Определение диаграммы «напряжение–деформация» методом инструментального индентирования шара. М.: Стандартинформ, 2014. 44 с.
63. ГОСТ Р 8.748–11. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. М.: Стандартинформ, 2013. 28 с.
64. ГОСТ Р 57172–2016. Определение поверхностных остаточных напряжений методом инструментального индентирования. М.: Стандартинформ, 2016. 12 с.
65. Туманов А.В., Косов Д.А., Федоренков Д.И. Реализация степенного закона Рамберга–Осгуда в конечно-элементном комплексе ANSYS // Труды Академэнерго. 2020. № 1 (58). С. 44–61.
66. Орешко Е.И., Уткин Д.А., Яковлев Н.О., Ерасов В.С. Исследование процессов деформирования металлических и полимерных композиционных материалов при индентировании // Материалы XII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Современные аспекты в области исследований структурно-фазовых превращений при создании материалов нового поколения». М.: ВИАМ, 2020. С. 326–342.
67. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Лашов О.А. и др. Численное исследование несущей способности слоистого материала // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2019. № 3. С. 16–21.
68. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Ястребов А.С. Прогнозирование прочностных и деформационных характеристик материалов при испытаниях на растяжение и ползучесть // Материаловедение. 2019. № 2. С. 3–8.
69. Антипов В.В., Орешко Е.И., Ерасов В.С., Серебренникова Н.Ю. Гибридные слоистые материалы для применения в условиях Севера // Механика композитных материалов. 2016. Т. 52. № 5. С. 973–990.
70. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Качан Д.В., Лашов О.А. Исследования устойчивости стержней и пластин при сжатии с защемленными поперечными кромками // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-61-70.
71. Орешко Е.И., Ерасов В.С. Численные исследования устойчивости пластин с шарнирно закрепленными поперечными кромками // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 6. С. 7–11.
72. Давиденков Н.Н. Некоторые проблемы механики материалов. Л.: Лениздат, 1943. 152 с.
73. Sharma V., Doerr N., Aswath P.B. Chemical-mechanical properties of tribofilms and their relationship to ionic liquid chemistry // RSC Advances. 2016. Vol. 6. No. 27. P. 341–356.
74. Инструкция по определению механических свойств металла оборудования атомных станций безобразцовыми методами по характеристикам твердости РД ЭО 0027-2005 / ФГУП Концерн «Росэнергоатом». С. 47. URL: <https://files.stroyinf.ru/Data2/1/4293828/4293828800.pdf> (дата обращения: 05.11.2020).
75. Khandelwal H.K. Evaluation of Mechanical Behavior of Nuclear Component Materials Using Automated Ball Indentation Approach. Patiala: Thapar University, 2011. 85 p.
76. Sharma K., Bhasin V., Vaze K.K., Ghosh A.K. Numerical simulation with finite element and artificial neural network of ball indentation for mechanical property estimation // Sadhana – Academy Proceedings in Engineering Sciences. 2011. Vol. 36. No. 2. P. 181–192.

77. Stefan J., Kopriva R., Siegl J. Comparison of Conventional Mechanical Testing with Innovative Techniques for Determination of Mechanical Properties of Nuclear Power Plant Components Materials // Applied Mechanics Materials. 2015. Vol. 784. P. 452–459.
78. Syngellakis S., Habbab H., Mellor B.G. Finite element simulation of spherical indentation experiments // The International Journal of Computational Methods and Experimental Measurements. 2018. Vol. 6. No. 4. P. 749–763.
79. Жилкин В.А. Азбука инженерных расчетов в MSC Patran-Nastran-Marc: учеб. пособие. СПб.: Проспект Науки, 2013. 576 с.
80. Шабуневич В.И. Расчеты конечно-элементной модели соединения металлических листов внахлест // Вопросы электромеханики. 2011. Т. 123. С. 9–12.
81. Чумаченко Е.Н., Полякова Т.В., Аксенов С.А. и др. Математическое моделирование в нелинейной механике. М.: Ин-т космич. исследований РАН, 2009. 43 с.
82. Басов К.А. Графический интерфейс комплекса ANSYS. М.: ДМК Пресс, 2006. 248 с.
83. Боровков А.И. Возможности системы конечно-элементного моделирования ANSYS/LS-DYNA // Сб. материалов I Междунар. конф. пользователей программного обеспечения ANSYS. Е. М.: EMT-ANSYS-центр, 2003. С. 128–136.
84. Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. ANSYS для инженеров: справ. пособие. М.: Машиностроение-1, 2004. 512 с.
85. Котов А.Г. Основы моделирования в среде ANSYS: учеб. пособие. Пермь: Перм. гос. техн. ун-т, 2008. 200 с.
86. Кравчук А.С., Смалюк А.Ф., Кравчук А.И. Электронная библиотека механики и физики: лекции по ANSYS с примерами решения задач: в 5 ч. Минск: БГУ, 2013. Ч. 5. С. 105.
87. Журавков М.А., Романова Н.С. Определение физико-механических свойств биоматериалов на основе данных наноиндентирования и моделей дробного порядка // Российский журнал биомеханики. 2016. Т. 20. № 1. С. 8–27.
88. Tabor D. A Simple Theory of Static and Dynamic Hardness // Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical and Physical Sciences. 1948. Vol. 192. No. 1029. P. 247–274.
89. Lee J.H., Kim T., Lee H. A study on robust indentation techniques to evaluate elastic-plastic properties of metals // International Journal of Solids and Structures. 2010. Vol. 47. No. 5. P. 647–664.
90. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Journal of Materials Research. 1992. Vol. 6. P. 1564–1583.
91. Галанов Б.А., Дуб С.Н. Критические комментарии к методике Оливера–Фара для измерения твердости и упругого модуля посредством инструментального индентирования и уточнение ее базисных соотношений // Сверхтвердые материалы. 2017. № 6. С. 3–24.
92. Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикрообъемах, тонких приповерхностных слоях и пленках (обзор) // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. Вып. 12. С. 2113–2142.
93. Field indentation microprobe for structural integrity evaluation: pat. US 4852397; filed 15.05.89; publ. 20.09.90.
94. Lee H., Haeng Lee J., Pharr G.M. A numerical approach to spherical indentation techniques for material property evaluation // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2005. Vol. 53. No. 9. P. 2037–2069.
95. Федосов С.А., Пешек Л. Определение механических свойств материалов микроиндентированием: Современные зарубежные методики. М.: МГУ, 2004. 100 с.
96. Byun T.S., Kim J.W., Hong J.H. A Theoretical Model for Determination of Fracture Toughness of Reactor Pressure Vessel Steels in the Transition Region from Automated Ball Indentation Test // Journal of Nuclear Materials. 1998. Vol. 252. No. 3. P. 67–82.
97. Огар П.М., Горюхов Д.Б. Обзор методов определения упругопластической деформации при внедрении сферы // Системы. Методы. Технологии. 2015. № 3 (27). С. 15–22.
98. Haggag F. Automated Ball Indentation (ABI) versus Instrumented Indentation Testing (IIT). 2015. URL: [https://www.researchgate.net/publication/282878842\\_Automated\\_Ball\\_Indentation\\_R\\_ABI\\_R\\_vs\\_Instrumented\\_Indentation\\_Testing\\_IIT](https://www.researchgate.net/publication/282878842_Automated_Ball_Indentation_R_ABI_R_vs_Instrumented_Indentation_Testing_IIT) (дата обращения: 04.06.2021).

99. Fast and Precise Solutions for quality and reliability // Frontics America Inc.: сайт. URL: <http://www.frontics.com/index.php1144> (дата обращения: 31.05.2021).
100. Determination of fictitious strain-hardening exponent, strength coefficient, yield strength and tensile strength using continuous indentation test: pat. KR100643193B1; filed 06.10.05; publ. 28.02.07.
101. Матюшин В.М., Марченков А.Ю., Волков П.В., Демидов А.Н. Диагностика механических свойств материалов по диаграммам индентирования на разных масштабных уровнях // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. Т. 81. № 4. С. 47–52.
102. Бойченко Н.В. Амплитудные коэффициенты в области вершины трещины при мягком и жестком нагружении в условиях ползучести // Труды Академэнерго. 2007. № 3. С. 95–102.
103. Трель Г.В. Одномерная модель жесткого нагружения материала с аномальными механическими свойствами // Материаловедение. 2011. № 11. С. 46–49.
104. Шлянников В.Н., Бойченко Н.В., Ильченко Б.В. Анализ НДС области вершины трещины в вязкоупругом пластичном материале при симметричном мягкому и жесткому нагружению // Известия высших учебных заведений. Проблемы энергетики. 2003. № 11–12. С. 139–151.
105. Ерасов В.С., Автаев В.В., Орешко Е.И., Яковлев Н.О. Преимущества «жесткого» нагружения при испытаниях на статическое и повторно-статическое растяжение // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 10. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 07.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-92-104.
106. Горбовец М.А., Базылева О.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Малоцикловая усталость монокристаллического интермателлидного сплава типа ВКНА в условиях «жесткого» нагружения // Металлург. 2014. № 8. С. 111–114.

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

<b>Фамилия, имя, отчество</b>	<b>Должность, ученая степень</b>
<b>НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ; e-mail: admin@viam.ru</b>	
Автаева Ярослава Владимировна	Начальник сектора
Арисланов Аскаджон Абдурасулович	Начальник сектора
Афанасьев-Ходыкин Александр Николаевич	Начальник сектора
Баринов Дмитрий Яковлевич	Инженер 2 категории
Ваганова Мария Леонидовна	Начальник лаборатории, к.х.н.
Вдовин Александр Ильич	Инженер 2 категории
Воронов Всеволод Андреевич	Начальник сектора, к.х.н.
Головков Алексей Николаевич	Начальник сектора
Гончаров Виталий Александрович	Начальник лаборатории
Гуляев Артем Игоревич	Ведущий научный сотрудник, к.т.н.
Дуюнова Виктория Александровна	Начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н.
Евгенов Александр Геннадьевич	Начальник сектора, к.т.н.
Железина Галина Федоровна	Начальник сектора, к.т.н.
Евдокимов Сергей Анатольевич	Инженер 1 категории
Ерасов Владимир Сергеевич	Ведущий научный сотрудник, к.т.н.
Каблов Евгений Николаевич	Генеральный директор, академик РАН, профессор
Козлов Илья Андреевич	Начальник лаборатории, к.т.н.
Крохина Виктория Александровна	Инженер
Кудинов Илья Игоревич	Ведущий инженер
Кулагина Галина Серафимовна	Старший научный сотрудник, к.х.н.
Куличкова Светлана Ивановна	Инженер 1 категории
Кутырев Алексей Евгеньевич	Ведущий научный сотрудник, к.т.н.
Лаптев Анатолий Борисович	Главный научный сотрудник, д.т.н.
Лебедева Юлия Евгеньевна	Заместитель начальника лаборатории, к.т.н.
Лещев Никита Евгеньевич	Инженер
Орешко Евгений Игоревич	Старший научный сотрудник, к.т.н.
Прокопенко Алексей Николаевич	Ведущий инженер
Путирский Станислав Владимирович	Заместитель начальника лаборатории
Размахов Максим Геннадьевич	Инженер
Серебренникова Наталья Юрьевна	Кандидат технических наук
Скоробогатько Дмитрий Сергеевич	Ведущий инженер, к.х.н.
Солнцев Станислав Сергеевич	Советник Генерального директора, д.т.н.
Соловьева Наталия Александровна	Ведущий инженер-технолог
Сомов Андрей Валерьевич	Ведущий инженер
Сорокин Олег Юрьевич	Начальник сектора, к.т.н.
Тимошков Павел Николаевич	Начальник Научно-исследовательского отделения
Ткаленко Дмитрий Михайлович	Техник 1 категории
Усачева Мария Николаевна	Техник 2 категории
Уткин Денис Антонович	Техник
Хрульков Александр Владимирович	Ведущий инженер-технолог
Чайникова Анна Сергеевна	Начальник научно-исследовательского отделения, к.т.н.
Чуманов Илья Рафикович	Инженер 1 категории
Ширяев Андрей Александрович	Ведущий инженер
Шорстов Сергей Юрьевич	Техник 1 категории
Шульдешова Полина Михайловна	Инженер-технолог 2 категории
Шуртаков Сергей Викторович	Ведущий инженер
<b>АО «ОДК-Авиадвигатель»; e-mail: office@avid.ru</b>	
Гончаров Богдан Эдуардович	Инженер
Плескань Алексей Юрьевич	Начальник бригады экспериментальных работ
Самохвалов Николай Юрьевич	Начальник отделения
Сипатов Алексей Матвеевич	Начальник отделения, д.т.н.
Черкашнева Наталья Николаевна	Главный инженер

## AUTHORS INFORMATION

<b>Authors named</b>	<b>Position, academic degree</b>
<i>NRC «Kurchatov Institute» – VIAM; e-mail: admin@viam.ru</i>	
Yaroslava V. Avtaeva	Head of Sector
Askadzhon A. Arislakov	Head of Sector
Alexander N. Afanasyev-Khodykin	Head of Sector
Dmitry Ya. Barinov	Second Category Engineer
Maria L. Vaganova	Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Chem.)
Alexander I. Vdovin	Second Category Engineer
Vsevolod A. Voronov	Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.)
Alexey N. Golovkov	Head of Sector
Vitaly A. Goncharov	Head of Laboratory
Artem I. Gulyaev	Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.)
Victoria A. Duyunova	Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.)
Alexander G. Evgenov	Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.)
Galina F. Zhelezina	Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.)
Sergey A. Evdokimov	First Category Engineer
Vladimir S. Erasov	Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.)
Evgeny N. Kablov	Director General, Academician of RAS, Professor
Ilia A. Kozlov	Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.)
Victoria A. Krokhina	Engineer
Ilya I. Kudinov	Leading Engineer
Galina S. Kulagina	Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.)
Svetlana I. Kulichkova	First Category Engineer
Alexey E. Kutyrev	Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.)
Anatoly B. Laptev	Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.)
Yulia E. Lebedeva	Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.)
Nikita E. Leshchev	Engineer
Evgeny I. Oreshko	Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.)
Alexey N. Prokopenko	Leading Engineer
Stanislav V. Putyrskiy	Deputy Head of laboratory
Maksim G. Razmahov	Engineer
Natalya Yu. Serebrennikova	Candidate of Sciences (Tech.)
Dmitry S. Skorobogatko	Leading Engineer, Candidate of Sciences (Chem.)
Stanislav S. Solntsev	Counselor to Director General, Doctor of Sciences (Tech.)
Natalia A. Solovieva	Leading Engineer-Technologist
Andrey V. Somov	Leading Engineer
Oleg Yu. Sorokin	Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.)
Pavel N. Timoshkov	Head of Scientific-Research Bureau
Dmitry M. Tkachenko	First Category Technician
Maria N. Usacheva	Second Category Technician
Denis A. Utkin	Technician
Alexander V. Khrulkov	Leading Engineer-technologist
Anna S. Chainikova	Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.)
Ilia R. Chumanov	First Category Engineer
Andrey A. Shiryaev	Leading Engineer
Sergey Yu. Shorstov	First Category Technician
Polina M. Shuldeshova	Second Category Engineer
Sergey V. Shurtakov	Leading Engineer
<i>JSC «UEC-Aviadvigate»; e-mail: office@avid.ru</i>	
Bogdan E. Goncharov	Engineer
Alexey Yu. Pleskan	Head of Experimental Work Team
Nikolay Yu. Samokhvalov	Head of Research Branch
Sipatov Alexey Matveevich	Head of Research Branch, Doctor of Sciences (Tech.)
Natalya N. Cherkashneva	Chief Engineer



# ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР



КОМПЛЕКСНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ  
И КВАЛИФИКАЦИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ  
МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУФАБРИКАТОВ  
И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ



Испытательный центр  
VIAM включает в себя:

>700 единиц испытательного  
оборудования

>1000 видов исследований  
и испытаний

>400 единиц исследовательского  
оборудования



ИЦ VIAM аккредитован Федеральным агентством  
воздушного транспорта (Росавиация) в качестве технически  
компетентного испытательного центра



Московский и Геленджикский центры климатических  
испытаний (МЦК VIAM и ГЦКИ VIAM им. Г. В. Акимова)  
включены в международную сеть станций климатических  
испытаний Atlas Material Testing Technology LLC

ИЦ VIAM 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 VIAM признана  
Российским морским регистром судоходства

ИЦ VIAM 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

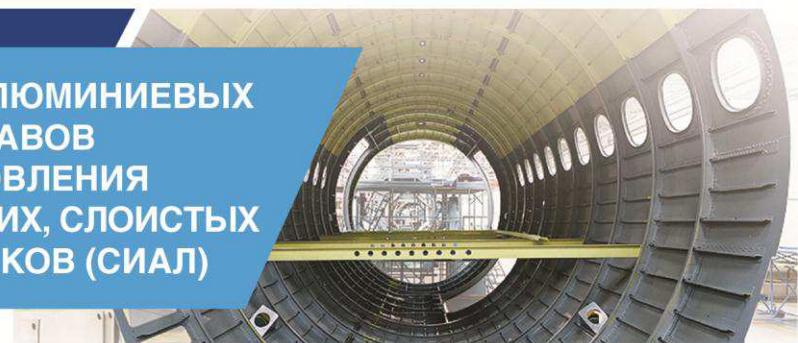
[www.viam.ru](http://www.viam.ru); [isp.viam.ru](http://isp.viam.ru)



## 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 алюмостеклопластиков (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.ru](http://www.viam.ru); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



## ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ КОНСТРУКЦИЙ ПЛАНЕРА И ДВИГАТЕЛЯ САМОЛЕТА



РЕШЕНИЕ НАУЧНЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ  
ЗАДАЧ В ОБЛАСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ,  
ЖАРОПРОЧНЫХ, ЛИТЕЙНЫХ  
И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ  
СПЛАВОВ, РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ  
ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ОБРАБОТКИ  
ПОЛУФАБРИКАТОВ И ДЕТАЛЕЙ  
ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Производственные  
мощности

до 150 шт. фасонных отливок  
в год

до 500 шт. штамповок  
в год

Рентгенодифракционный анализ титановых сплавов

до 200 шт. образцов  
в год

Термическая обработка малогабаритных  
полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов

до 3000 кг в год

Металлографический анализ структуры титановых сплавов.  
Определение твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу

до 1000 шт. образцов  
в год



### ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

отливки из литейных титановых сплавов;

штамповки дисков и лопаток из жаропрочных титановых 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  
[www.viam.ru](http://www.viam.ru); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)



## ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ, РАКЕТНО- КОСМИЧЕСКОЙ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ



**ПЕРВЫЙ  
В РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ЗАМКНУТЫЙ ЦИКЛ АДДИТИВНОГО  
ПРОИЗВОДСТВА**



Производство ответственных деталей  
авиационной и ракетно-космической техники  
по технологиям СЛС, СЭЛС и ПЛВ

до 1000 шт. в год

Серийное производство металлопорошковых  
композиций (МПК) на основе реактивных  
и нереактивных металлов и сплавов

до 190 000 кг МПК в год

Решение научных и технических задач в области порошковой металлургии и аддитивного производства, разработка полного цикла изготовления заготовок с применением передовых аддитивных технологий и перспективных методов проектирования.

### ПРЕИМУЩЕСТВА АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ:

- возможность изготовления сложнопрофильных деталей с внутренними каналами, в том числе бионического дизайна, за один технологический цикл;
- увеличение коэффициента использования металла – до 0,9;
- сокращение цикла производства деталей методом СЛС в 7–10 раз по сравнению с традиционными технологиями изготовления.



### ВИАМ ПРЕДЛАГАЕТ:

- разработку технологий изготовления деталей методами СЛС, СЭЛС и ПЛВ;
- масштабирование и трансфер технологий на промышленные предприятия;
- общую квалификацию (паспортизацию) синтезированных материалов;
- серийную поставку МПК на основе никеля, титана, кобальта, железа, меди, алюминия и др.

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  
[www.viam.ru](http://www.viam.ru)



# ПОДГОТОВКА КАДРОВ



**В ВИАМ СОЗДАНА СИСТЕМА  
НЕПРЕРЫВНОЙ ПОДГОТОВКИ  
ВЫСОКОКВАЛИФИЦИРОВАННЫХ  
КАДРОВ**



## ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ КАДРОВОГО ПОТЕНЦИАЛА:

- совершенствование механизмов привлечения и закрепления в науке талантливой молодежи;
- повышение качества подготовки научных, научно-педагогических и инженерных кадров;
- повышение квалификации руководителей и специалистов по программам дополнительного профессионального образования;
- профессиональное обучение рабочих.



**70%**  
практика

Занятия ведутся в рамках стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки по принципу втуз

**30%**  
теория

Базовая кафедра:



Совместные научно-исследовательские лаборатории:



САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ  
SAMARA UNIVERSITY



Защита докторской диссертации

Защита кандидатской диссертации

### Аспирантура

**Направления подготовки:** квалификация – исследователь, преподаватель-исследователь.

22.06.01 – Технологии материалов

**Направленность (профиль):** Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Материаловедение (машиностроение).

18.06.01 – Химическая технология

**Направленность (профиль):** Технология и переработка полимеров и композитов.

### Магистратура

**Направление подготовки:** квалификация – магистр.

22.04.01 – Материаловедение и технологии материалов

**Направленность (профиль):** Материалы и технологии для авиационно-космической техники.

### Дополнительное профессиональное образование и обучение:

- повышение квалификации;
- профессиональная переподготовка;
- стажировки;
- профессиональное обучение рабочих и служащих.

Подготовка кадров с 2013 года

**7** выпускников получили диплом об окончании аспирантуры  
**17** программ дополнительного профессионального образования

**53** выпускников получили диплом магистра  
**>1000** человек прошли курсы повышения квалификации

**>700** школьников посетили ВИАМ  
**>200** предприятий



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, learning@viam.ru

www.viam.ru; www.viam.ru; study.viam.ru

на правах рекламы



## УЛЬЯНОВСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР



### УНТЦ

ОДНО ИЗ ВЕДУЩИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УЛЬЯНОВСКОЙ ОБЛАСТИ ПО РАЗРАБОТКЕ ИННОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ.

ПРОИЗВОДИТ ПОЛУФАБРИКАТЫ И ИЗДЕЛИЯ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные  
мощности:

20 000 листов стекло- и органопластиков в год

3500 кг полимерных связующих в год

33 000 пог.м препрегов и семипрепрегов в год

50 м<sup>2</sup> композитной оснастки в год

238 единиц технологического и исследовательского оборудования

УНТЦ выпускает широкую номенклатуру материалов, полуфабрикатов и изделий из ПКМ на высоком научно-техническом уровне.



### УНТЦ ПРЕДЛАГАЕТ:

- препреги на основе стеклотканей и полимерных связующих (эпоксидных, фенольных и др.);
- заготовки листового конструкционного стеклопластика ВПС-53К;
- препреги на основе углеродных тканей;
- полимерное связующее (ЭДТ-69Н, ВФТ, УП-2227Н и др.);
- листовой органопластик ВКО-19;
- формаобразующая оснастка из ПКМ (с рабочей температурой до 180°C);
- листовой органопластик Органит 11ТЛ;
- изделия из ПКМ по согласованию с заказчиком.

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

[www.viam.ru](http://www.viam.ru); [www.untc.viam.ru](http://untc.viam.ru)



# ВОСКРЕСЕНСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ПО СПЕЦИАЛЬНЫМ МАТЕРИАЛАМ



## ВЭТЦ

УНИКАЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ПО ОБРАБОТКЕ БЕРИЛЛИЯ И БЕРИЛЛИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, С ЗАМКНУтыМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ ЦИКЛОМ ПРОИЗВОДСТВА.

НА ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПЛОЩАДЯХ ВЭТЦ ВИАМ ТАКЖЕ СОЗДАНЫ УЧАСТКИ ПО ИЗГОТОВЛЕНИЮ СПЕЦИАЛЬНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные  
мощности:

**29 т** бериллийсодержащие

стали и сплавы в год

препрогоv  
ПКМ в год

**209** единиц технологического  
и исследовательского оборудования

площадь производственных помещений

**13** производственных участков



## ВЭТЦ ПРЕДЛАГАЕТ:

- изготовление пластин и дисков бериллиевых герметичных, фольги бериллиевой вакуум-плотной радиационно-прозрачной повышенной чистоты толщиной от 10 мкм; паяных бериллиевых окон для рентгеновской техники; полуфабрикатов и изделий из бериллия по чертежам заказчика;
- нанесение гальванических и комплексных защитных покрытий на изделия из бериллия;
- выплавку сплавов ВНС-32 и 97НЛ-ВИ, алюминиево-бериллиевой лигатуры АБ-1 и АБ-2, медно-бериллиевой лигатуры МБ-1 и МБ-2;
- изготовление прутков диаметром 12–60 мм из жаропрочной бериллийсодержащей коррозионностойкой стали марки ВНС-32-ВИ, ленты из бериллийсодержащего сплава 97НЛ-ВИ;
- изготовление kleев и kleевых связующих: ВСЭ-1212, ВСР-3М, ВСК-14-2МР, ВСК-14-2М, ВСВ-43, ВСЭ-34, ВСЭ-37, ВСЭ-33, ВПБ-45, ВСЭ-39, РСФ-250, ВСК-14-3, ВСК-14-4М;
- изготовление препрогоv ПКМ шириной 300 и 1000 мм: ПУ-4э-2м, СТ-ВПС-33, ЭНФБ-2М, СТП-97с, СТ-69Н, СТ-69Н-14;
- изготовление углеродных тканых наполнителей полотняного и саржевого переплетения шириной 1000 мм для ПКМ: ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-3, ВТкУ-2.200T;
- изготовление котонизированного льняного волокна, целлюлозного волокна, химическая модификация целлюлозы, формирование сверхлегких смесевых материалов на основе кварцевого и базальтового волокон с применением котонизированного льняного волокна, приготовление и иглопробивная обработка смеси высокотемпературных оксидных волокон и котонизированного льняного волокна, изготовление прекурсоров оксида циркония ОХЦ-В, оксида алюминия.

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  
[www.viam.ru](http://www.viam.ru); [vetc.viam.ru](http://vetc.viam.ru)



# ГЕЛЕНДЖИКСКИЙ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ВИАМ им. Г.В. АКИМОВА



## ГЦКИ ВИАМ

ЕДИНСТВЕННЫЙ В РФ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ, АККРЕДИТОВАННЫЙ ФЕДЕРАЛЬНЫМ АГЕНТСТВОМ ВОЗДУШНОГО ТРАНСПОРТА (РОСАВИАЦИЯ) И РОССИЙСКИМ МОРСКИМ РЕГИСТРОМ СУДОХОДСТВА, ВХОДЯЩИЙ В МЕЖДУНАРОДНУЮ СЕТЬ СТАНЦИЙ КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ATLAS MATERIAL TESTING TECHNOLOGY LLC.



### Основные показатели ГЦКИ ВИАМ:

<b>2118 м<sup>2</sup></b>	площадь лабораторно-исследовательского корпуса	<b>&gt;100</b>	единиц испытательного и исследовательского оборудования
<b>1100 м<sup>2</sup></b>	площадь атмосферного испытательного полигона	<b>200 м<sup>2</sup></b>	площадь силового пола

Центр климатических испытаний расположен в приморской атмосфере умеренно теплого климата с мягкой зимой (ГОСТ 16350) с коррозионной агрессивностью атмосферы (9 баллов по ГОСТ 9.039 и С3-С5 по ISO 9223)

#### Атмосферный испытательный полигон:

Открытая площадка –  
до **10000**  
образцов одновременно



Площадка под навесом –  
до **1000**  
образцов одновременно



Силовой пол с нагрузкой  
**до 500 МПа**



Площадка для испытаний  
узлов и конструкций –  
**288 м<sup>2</sup>**



Испытания при совместном воздействии  
климатических факторов,  
статических и циклических нагрузок

Метеостанция СКМП-2,  
работающая в непрерывном  
автоматическом режиме



#### Лабораторные исследования:

Физико-механические  
исследования



Исследования методами  
неразрушающего контроля



Металлфизические  
исследования



Химико-аналитические  
исследования



Исследования теплофизических  
свойств



Электрохимия  
и исследования покрытий



Испытания при повышенной  
температуре и влаге



Испытания при повышенных и пониженных  
температурах, а также при их знако-  
переменном воздействии



Испытания в коррозионно-  
активных средах



Испытания и исследования  
систем защиты

## ГЦКИ ПРЕДЛАГАЕТ:

- naturnye испытания металлических и неметаллических материалов, систем защиты, конструкций, в том числе при совместном воздействии механических нагрузок и климатических факторов;
- полный комплекс лабораторных испытаний и исследований материалов, элементов конструкций, а также систем защиты;
- разработку, подбор, отработку методов и средств защиты от коррозии, старения и биоповреждений для металлических и неметаллических материалов, конструкций и изделий;
- установление сроков службы материалов в предполагаемых условиях эксплуатации.

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

[www.viam.ru](http://www.viam.ru); [www.viam.prf](http://www.viam.prf); [www.gcki.viam.ru](http://gcki.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 статьи должна быть подписана всеми авторами.
4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.
5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.
6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.
7. Рекомендуется следующая структура рукописи:
  - заголовок статьи;
  - сведения об авторах;
  - реферат;
  - ключевые слова;
  - введение;
  - материалы и методы;
  - результаты;
  - обсуждение и заключения;
  - благодарности (при необходимости);
  - список литературы.
8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.
9. Основные технические параметры рукописи:
  - шрифт – Times New Roman;
  - размер шрифта – 12;
  - интервал – 1,5;
  - поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
  - автоматическая расстановка переносов;

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.

- 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.



## КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ 2021

12  
февраля

XIII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике:  
«Цифровые технологии, моделирование и автоматизация процессов неразрушающего  
контроля в аэрокосмической отрасли. Проблемы и перспективы внедрения»

16  
апреля

Всероссийская научно-техническая конференция  
«Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов  
и покрытий для авиационной и космической техники»

20–21  
мая

VI Всероссийская научно-техническая конференция  
«Климат-2021: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов  
на материалы и сложные технические системы»

28  
июня

V Всероссийская научно-техническая конференция  
«Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений  
развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»

19  
июля

VII Всероссийская научно-техническая конференция  
«Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий  
авиационной и космической техники»

24  
сентября

Всероссийская научно-техническая конференция  
«Современные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии  
их производства»

7–8  
октября

VII Международная конференция  
«Аддитивные технологии: настоящее и будущее»

22  
октября

Всероссийская научно-техническая конференция  
«Проблемы и перспективы развития металломатричных композиционных материалов»

19  
ноября

V Всероссийская научно-техническая конференция  
«Полимерные композиционные материалы и производственные технологии  
нового поколения»

10  
декабря

Всероссийская научно-техническая конференция  
«Функциональные и полимерные материалы для авиационного остекления»

### ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:



+7 (499) 263-87-69

Наталья Владимировна Войтенко

+7 (499) 263-89-17

Денис Николаевич Таукчи

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17

Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

E-mail: admin@viam.ru

[www.viam.ru](http://www.viam.ru); [www.viam.ru](http://www.viam.ru)